

SANDRO ALVES CORRÊA

**AVALIAÇÃO DA SOLDABILIDADE DE AÇOS REVESTIDOS DE
ALUMÍNIO UTILIZADOS NA INDÚSTRIA PETROQUÍMICA**

**Dissertação apresentada como requisito parcial à
obtenção do grau de Mestre em Engenharia
Mecânica. Programa de pós-graduação em
Engenharia Mecânica, Setor de Tecnologia,
Universidade Federal do Paraná.**

Orientador: Prof. Ramón Cortés Paredes, Dr. Eng.

CURITIBA

2003

Agradecimentos

*Aos meus pais Vera e Getúlio,
por terem me proporcionado a oportunidade de
estudar, e com isso, poder estar nesta
condição.*

*A minha esposa Valéria,
por se manter firme e compreensiva durante o
desenvolvimento deste trabalho.*

*Aos amigos Henrique e Renato,
por estarem juntos comigo nesta empreitada.*

*Ao orientador e conselheiro Ramon, por ter a
paciência e a sensibilidade de me ajudar
sobremaneira durante este desenvolvimento.*

*Ao Luís Gustavo pela colaboração e empenho
na realização dos ensaios.*

*Ao corpo do LAMATS-UFPR pelo apoio e ajuda
na realização do trabalho.*

*A REPAR pela ajuda material na preparação
dos CP soldados.*

Sumário

Agradecimentos	ii
Sumário	iii
Lista de figuras	v
Lista de tabelas	vii
Resumo	viii
Abstract	ix
1. Introdução: Começando pela necessidade	1
1.1 Por que os aços alonizados?	2
1.2 Mecanismo de proteção à corrosão do aço alonizado.	4
1.3. Objetivos do trabalho	6
1.3.1. Objetivos específicos e metodologia básica aplicada	6
2. Reforçando o conhecimento	7
2.1. Corrosão em unidades de processamento	7
2.1.1. Ácidos naftênicos	7
2.1.2. Gás sulfídrico (H ₂ S)	8
2.1.3. Dióxido de carbono (CO ₂)	8
2.1.4. Formas de corrosão	10
2.1.5. Mecanismos básicos	12
2.1.6. Meios corrosivos	13
2.2. Revestimentos em aços	13
2.3. Difusão atômica	14
2.4. Soldabilidade de aços 5% Cr	15
2.5. Soldagem	18
2.5.1. Recomendações para soldagem de aços alonizados	18
2.5.2. Diluição	19
2.5.3. Efeitos dos ciclos térmicos de soldagem no metal de base.	21
2.5.3.1. Transformações Produzidas pelos Ciclos Térmicos	24
2.5.3.2. Modelos para Prever a Distribuição de Temperaturas	28
2.5.3.3. Condições de extrema importância prática no relacionamento entre temperatura da junta e aporte térmico.	29
2.5.3.4. Processos de solidificação	31
2.5.4. Considerações práticas sobre o aporte térmico	32
2.5.5. Inter-relação de alguns fatores no procedimento de soldagem	33
2.6. Processo de soldagem TIG (GTAW)	33
2.6.1. Descrição e desenvolvimento do processo TIG (GTAW)	33
2.6.2. Processo de soldagem	34
2.6.3. Vantagens e desvantagens	36
3. Metodologia: Analisando a junta soldada e o procedimento de soldagem	37
3.1. Metodologia experimental de base	37
3.1.1. Etapas do método hipotético-dedutivo.	37

3.2. Procedimento para identificação dos parâmetros essenciais	40
3.2.1. Especificações funcionais	41
3.2.2. Especificações tecnológicas	41
3.2.3. Análise funcional da junta soldada genérica	41
3.2.3.1. Definição da situação da vida do sistema	41
3.2.3.2. Pesquisa do ambiente	42
3.2.3.3. Busca dos serviços prestados	43
3.2.3.4. Definição do valor de serviço	44
3.2.4. Análise tecnológica da junta soldada genérica.	44
3.2.4.1. Busca de princípios	44
3.2.4.2. Decomposição funcional	44
3.2.4.3. Busca do justo necessário	45
3.2.4.4. Avaliação técnico-econômica.	45
3.3. Procedimento para levantamento da hipótese de otimização do processo Petrobrás.	46
3.4. Procedimento de teste das hipóteses	49
3.4.1. Ensaio de tração	50
3.4.2. Ensaio de impacto	51
3.4.3. Ensaio metalográfico	53
4. Levantando hipóteses, apresentando e discutindo os resultados	57
4.1. Características do aço revestido de alumínio (alonizado)	57
4.1.1. Analisando o metal base	57
4.1.2. Caracterização do aço revestido de alumínio	57
4.2. Levantando hipóteses de processo	63
4.3. Complemento da caracterização do metal base através do MEV	64
4.4. Resultados obtidos dos testes	68
4.4.1. Comentários preliminares sobre a realização dos procedimentos descritos	68
4.4.2. Estudo da distribuição de temperaturas	71
4.4.3. Resultados obtidos do ensaio de tração	72
4.4.4. Resultados obtidos do ensaio de impacto	75
4.4.5. Resultados obtidos do ensaio metalográfico	77
5. Concluindo a avaliação	82
6. Referências bibliográficas	85

Lista de figuras

Figura 1.1 – Dados de variação de massa de uma liga Fe-Al exposta à uma atmosfera agressiva.	4
Figura 1.2 – Ilustração esquemática dos três estágios de corrosão plotados em um gráfico log-log.	5
Figura 2.1 – Esquematização da formas de corrosão	11
Figura 2.2 – Corrosão em placas em chapa de aço carbono de costado de tanque	11
Figura 2.3 – Tubo de aço carbono com empolamento pelo hidrogênio, ocasionado por H ₂ S e água	12
Figura 2.4 – Esquema da diluição em soldagem	19
Figura 2.5 – Esquema da diluição em soldagem multipasse	21
Figura 2.6 - Distribuição de temperaturas na superfície de uma chapa semi-infinita	22
Figura 2.7 - Ciclos térmicos ao redor de uma fonte de calor pontual incidindo numa chapa semi-infinita, T ₀ = 0, Energia de 4.2 kJ/cm.	23
Figura 2.8 - Esquema das microestruturas e regiões da ZTA de um aço baixo C.	25
Figura 2.9 - Ciclos térmicos típicos numa solda com energia de 27.5 kJ/cm sobre uma chapa de 12 mm de espessura num aço tipo hipoeutetóide.	26
Figura 2.10 - Diagrama de resfriamento contínuo.	27
Figura 2.11 – Comparação das distribuições de temperatura associadas a dois processos de soldagem com fontes de energia de intensidades diferentes: P1 – feixe de elétrons e P2 – MIG	30
Figura 2.12 – Sólido térmico correspondente a um cordão de solda realizado pelo processo de arco submerso com os seguintes parâmetros: I=1170A; V=33V, 5mm/s	30
Figura 2.13 - Esquema de solidificação da zona fundida	32
Figura 2.14 – Esquema característico do crescimento epitaxial de grãos	32
Figura 3.1 – Esquema do método hipotético-dedutivo segundo Popper	38
Figura 3.2 – Representação esquemática da situação da vida do sistema	42
Figura 3.3 – Representação esquemática do ambiente onde está inserido o sistema estudado	42
Figura 3.4 – Representação esquemática da busca dos serviços prestados pelo sistema	43
Figura 3.5 – Preparação de chanfro usada na junta de soldagem pelo procedimento Petrobrás	47
Figura 3.6 – Esquema da forma do corpo de prova padrão	51
Figura 3.7 – Esquema da região de onde foi retirado o corpo de prova	51
Figura 3.8 – Esquema da forma do corpo de prova padrão para o ensaio de impacto	53
Figura 3.9 – Esquema da seqüência de preparação de uma amostra	55
Figura 3.10 – Recomendações de agente reativo para ataque em Alumínio e ligas	55
Figura 3.11 – Recomendações de agente reativo para macro-ataque em Ferro e ligas	56
Figura 3.12 – Recomendações de agente reativo para micro-ataque em Ferro e ligas	56
Figura 4.2 – Microestrutura de aço alonizado do metal de base sem presença de alumínio. Ataque Nital 2%	58
Figura 4.3 – Microestrutura de aço na região alonizada [difusão e formação de intermetálicos Fe/Al, regiões b e c]. Ataque Nital 2%	59
Figura 4.4 – Microestrutura da região onde houve formação de grãos poligonais a colunares.	60
Figura 4.5 – Perfil de dureza na seção transversal onde houve difusão do Al.	61
Figura 4.6 – Perfil de dureza nas três regiões – região clara, mais escura e linha escura.	62
Figura 4.7 – Preparação típica do chanfro para junta de soldagem em aços revestidos de alumínio	64
Figura 4.8 - Microestrutura da região do aço alonizado onde difundiu alumínio.	65
Figura 4.9 - Microestrutura onde se destaca a região mais escura, a) região escura com sinais de elevada concentração de alumínio, b) região com maior aumento onde se observa o alumínio e ferro em solução sólida.	65
Figura 4.10 - Microestrutura da região próxima ao metal de base aproximadamente a 200 μm, onde se observa a estrutura de ferrita e alumínio nos contornos de grão.	66
Figura 4.11 – Espectros encontrados no ensaio MEV relativo a figura 4.8	66
Figura 4.12 – Espectros encontrados no ensaio MEV relativo a figura 4.9	67
Figura 4.13 – Espectros encontrados no ensaio MEV relativo a figura 4.10	67
Figura 4.14 – Seqüência de soldagem do tubo em questão	71

Figura 4.15 – Gráfico tensão-deformação resultante do ensaio sobre os corpos de prova extraídos do metal base (a), da junta soldada produzida pela procedimento Petrobrás (b), e da junta soldada pela hipótese de procedimento (c).	73
Figura 4.16 – Corpos de prova do ensaio de tração: a) metal base; b) junta soldada procedimento Petrobrás; c) junta soldada hipótese de procedimento	74
Figura 4.17 – Corpos de prova do ensaio de impacto: a) metal base; b) metal base visto de topo; c) junta soldada hipótese de procedimento; d) junta soldada hipótese de procedimento visto de topo	76
Figura 4.18 – Região de interface entre o metal base e o metal aporte do passe de cobertura, soldado pelo procedimento Petrobrás. (20x)	77
Figura 4.19 – Região de interface entre o metal base e os metais aporte dos passes de enchimento e cobertura. (50x)	78
Figura 4.20 – Região ZTA (50x)	79
Figura 4.21 – Região de interface entre o metal base e o metal aporte do passe de cobertura, soldado pela hipótese de procedimento. (20x)	80
Figura 4.22 – Região de interface entre o metal base e os metais aporte dos passes de enchimento e cobertura. (50x)	80

Lista de tabelas

Tabela 1.1 – Quadro comparativo de taxa de corrosão	3
Tabela 2.1 – Propriedades mecânicas da junta soldada após pós-aquecimento	17
Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas da junta soldada após alívio de tensões	17
Tabela 2.3 – Composição química dos materiais aporte recomendados	18
Tabela 2.4 – Diluição dos processos de soldagem	20
Tabela 2.5 – Composição química dos elementos da junta soldada	20
Tabela 3.1 – Parâmetros definidos no procedimento de soldagem Petrobrás para aços 5%Cr- 0,5%Mo revestidos de alumínio	46
Tabela 3.2 – Síntese da crítica referente ao processo de soldagem adotado pela Petrobrás	47
Tabela 4.1 – Composição química básica do aço C 5%Cr 0,5%Mo	57
Tabela 4.2 – Composição química de aço Alonizado [%]	58
Tabela 4.3 – Propriedades mecânicas do metal base	58
Tabela 4.4 – Resultados do análise EDS realizado no MEV.	61
Tabela 4.5 – Hipótese de procedimento de soldagem	63
Tabela 4.5 - Porcentagem e profundidade do alumínio difundido no aço alonizado	66
Tabela 4.6 – Parâmetros de soldagem realizados na soldagem sob o procedimento Petrobrás	69
Tabela 4.7 – Parâmetros de soldagem realizados na soldagem sob a hipótese de procedimento	70
Tabela 4.8 – Aporte térmico obtido durante o procedimento de soldagem	72
Tabela 4.9 – Valores relativos a distribuição de temperatura durante o procedimento de soldagem, distância da linha de fusão	72
Tabela 4.10 – Valores obtidos do ensaio de tração	72
Tabela 4.11 – Valores relativos a distribuição de temperatura durante o procedimento de soldagem	75
Tabela 4.12 – Valores obtidos do ensaio de impacto	75

Resumo

Neste trabalho, foi avaliada a soldabilidade do aço 5%Cr 0,5%Mo revestido de alumínio utilizados na indústria petroquímica, pois estes apresentam falhas estruturais, trincas, com os procedimentos adotados atualmente. Através da análise das funções solicitadas à junta soldada, tomando como base as características do metal base e comparando-as com dois procedimentos de soldagem: o primeiro deles, o procedimento adotado pela Petrobrás atualmente, e que provoca falhas estruturais no material; e o segundo deles, uma hipótese de procedimento adotada, baseando-se na otimização do procedimento Petrobrás, visando evitar estas falhas. Identificamos os parâmetros necessários à definição de um procedimento de soldagem, e comparamos um-a-um o especificado pela Petrobrás, e as preconizações da literatura, desta forma, construímos uma hipótese otimizada de procedimento de soldagem e realizamos testes para a comprovação de eficácia.

Abstract

In this work, we've been evaluated soldability of 5%Cr 0,5%Mo steel aluminium coated, used in the petrochemical industry, this material is submitted a structural crackings with actual welding procedures. Analyzing of welding join function, based at the substract and comparing with two welding procedures: first, welding procedure adopted by Petrobrás at the moment; second, a hypothetical welding procedure based at a optimizing Petrobras welding procedures. It was indentified the welding parameters needed a definition and we've compared them one-by-one with Petrobrás specification and the literature assets. It was built a hypothetical optimized welding procedure and It was tested it to assure its efficiency.

1. Introdução: Começando pela necessidade

A indústria petroquímica tem como característica operar em ambientes altamente agressivos no que tange a corrosão em materiais utilizados em suas instalações e processo. Esta característica faz com que esta indústria tenha enormes prejuízos operacionais e financeiros, pois necessita de freqüentes paradas para manutenção e reparo.

Para minimizar estes problemas, esta indústria promove uma busca continuada na aplicação de novos materiais, os quais devem possibilitar a redução da freqüência de paradas para manutenção e com isso minimizar estas perdas. Um exemplo claro desta busca continuada é o trabalho promovido pela Petrobrás - Petróleo Brasileiro S. A. na Refinaria de Araucária no Estado do Paraná (REPAR). O trabalho consiste na utilização de aços-carbono comuns e aços-liga 5% Cromo (Cr) - 0,5% Molibdênio (Mo) revestidos superficialmente de alumínio, chamados aços alonizados, estes aços permitem um ganho significativo na resistência à vários agentes corrosivos, sendo os principais: os compostos de enxofre (S), H_2S (ácido sulfídrico), CO_2 (dióxido de carbono), ácido naftênico, ácidos graxos e NH_3 (ácido nítrico), segundo RENKUI e DING (1998).

Os estudos realizados e em curso com este tipo de material tendem a apresentar bons resultados no aspecto de resistência à corrosão, porém uma grande dificuldade pode ocorrer neste processo, exigindo esforço e atenção dos engenheiros de equipamentos. Esta dificuldade se refere à soldabilidade do material empregado, o aço C Cr Mo revestido de alumínio apresenta na interface destes dois constituintes, solução sólida de ferro e alumínio e diversos tipos de fases intermetálicas ferro-alumínio (Fe-Al), onde muitas delas são frágeis. Com isso, estes materiais tornam-se susceptíveis à trincas na região da solda (ocorrência freqüente) e conseqüentemente uma possível falha estrutural. Este tema é o objetivo deste trabalho, avaliar a soldabilidade do material e estabelecer premissas para a definição de um processo de soldagem eficiente.

Um outro ponto em relação a soldabilidade é a manutenção da resistência à corrosão do material na região de solda que, devido às altas temperaturas nesta região, tende a sofrer danos importantes, como perda de espessura da parede, e conseqüente falha por ruptura ou perfuração .

1.1 Por que os aços alonizados?

Antes de desenvolver o tema, é necessário definir aço alonizado. Este termo identifica o aço revestido com Al pelo processo de vaporização, processo este que é patenteado por uma empresa americana chamada Alon. Existem outros processos para revestir o aço com alumínio, porém estes não são considerados aços alonizados, e sim, são chamados aços aluminizados ou simplesmente aços revestidos de alumínio (Al).

Nota-se nos últimos tempos que a indústria petroquímica tem utilizado e processado em maior escala petróleos com teores mais elevados de enxofre e menores teores de oxigênio, provocando com isso um teor maior de ácidos naftênicos e H_2S . Tradicionalmente, recomenda-se a utilização de ligas à base de níquel (Ni) e aços inoxidáveis neste tipo de aplicação, porém este tipo de material possui um alto custo e são suscetíveis à sensitização e corrosão preferencial pela microsegregação após sua solidificação.

Como alternativa a estes tipos de materiais, surgiu a possibilidade da utilização de aços revestidos de alumínio, dentre os quais o aço alonizado. As principais vantagens deste tipo de material para esta aplicação são as seguintes: baixo custo relativo; não apresentam problemas de microsegregação e quando possui teores de (Al) na ordem de 10% em peso, possuem excelente resistência à corrosão, segundo afirmação de BANOVIC, DUPONT e MARDER (2001a). Porém, este material possui um problema, e este é relacionado diretamente com sua soldabilidade: a susceptibilidade à ruptura por hidrogênio, devido a forte presença do Al. Esta susceptibilidade se deve ao fato de, apesar do Al ser um elemento que facilite a “degasagem” do material, neste processo ele provoca a formação de uma camada homogênea de alumina (Al_2O_3) em sua superfície, sendo esta de grande densidade e permeabilidade próxima de zero, retém a passagem do hidrogênio (H), mantendo-o na estrutura do material.

Com estas características, a aplicação deste tipo de material é condicionada ao encontro do compromisso ideal entre o teor de Al na liga, o que vai balizar a resistência à corrosão e ao mesmo tempo a soldabilidade da liga.

A tabela 1.1 abaixo mostra os resultados de experimentos realizados por RENKUI e DING (1998), onde buscava-se comparar os resultados de resistência à corrosão obtidos pelo material alonizado e não-alonizado, em diversos pontos de uma unidade de processamento de petróleo.

Tabela 1.1 – Quadro comparativo de taxa de corrosão

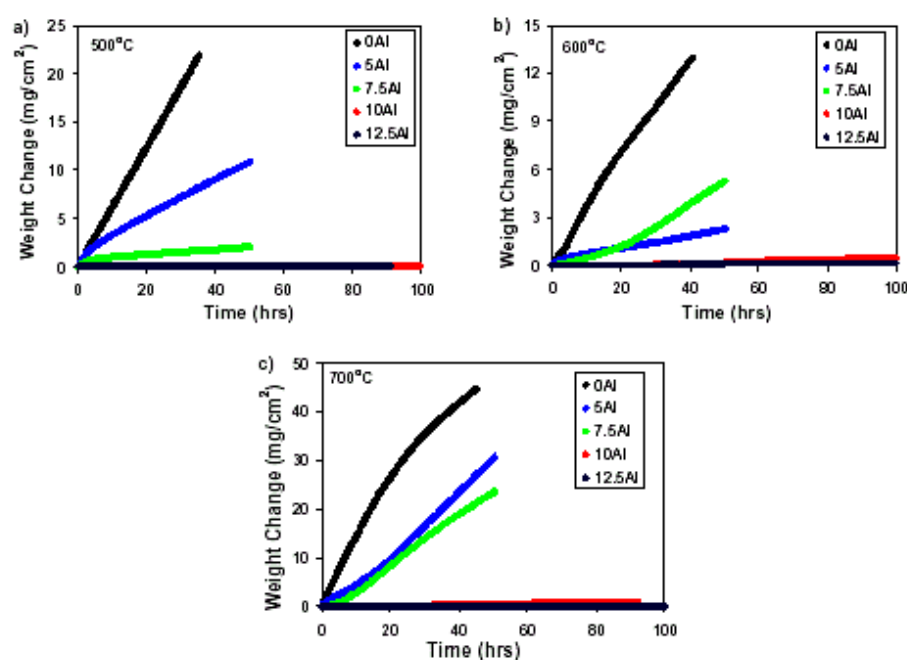
Equipamento	Ambiente	Tempo de teste (dias)	Perda no aço não-alonizado (mm/ano)	Perda no aço alonizado (mm/ano)	Relação de desempenho
Destilamento GLP, parte superior	H ₂ S (gas), 190°C	274	0,619	0,032	19,3
Torre de destilamento atmosférica	H ₂ S (gas), 70°C	268	0,334	0,0165	20,2
Absorvedor, parte superior	H ₂ S (liquido), 40°C	268	0,356	0,014	25,0
Absorvedor, parte inferior	H ₂ S (liquido), 40°C	268	0,316	0,015	21,1
Tanque de enxofre	S (solido)	250	0,475	0,017	27,9
Matéria-prima do tanque	H ₂ S, NH ₃ (gas), 20°C to 30°C	365	0,375	0,003	125,0

Fonte: RENKUI e DING (1998)

Na tabela 1.1, vale ressaltar a relação entre as perdas por corrosão entre no ambiente agressivo à temperatura elevada e à temperatura ambiente; à temperatura elevada (190°C), a relação é cerca de seis vezes menor que em temperatura ambiente, porém quando comparado com as perdas no material não alonizado, constata-se que ainda nesta temperatura, o material alonizado possui resistência à corrosão bem superior.

1.2 Mecanismo de proteção à corrosão do aço alonizado.

Para a proteção total do substrato, a liga Fe-Al tem de agir como um inibidor de corrosão, quando apresenta baixa taxa de corrosão e pequena produção de produtos de corrosão na superfície da liga. A proteção é proferida pela formação de uma fina camada superficial de alumina delta (Al_2O_3), protegendo completamente o substrato em qualquer temperatura. A formação desta fase é possível quando se aumenta o teor de Al acima de 7,5% em peso. O mecanismo de proteção é dado pela lenta difusão de cations e pela não ocorrência de sulfetização interna na liga. Na figura 1.1, observa-se o desempenho da liga Fe-Al quando exposto a corrosão agressiva.

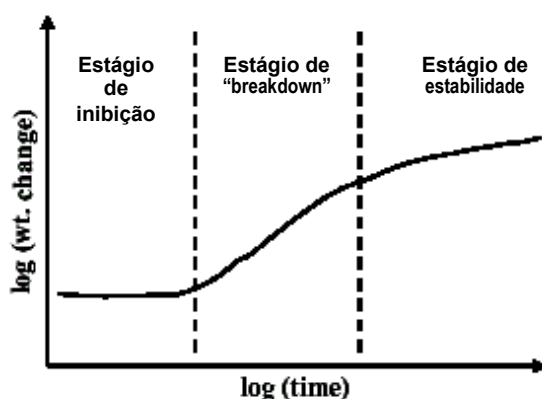


Tradução	
Weight change (mg/cm ²)	Ganho de massa (mg/cm ²)
Time (hrs)	Tempo (h)

Figura 1.1 – Dados de variação de massa de uma liga Fe-Al exposta à uma atmosfera agressiva.

Fonte: BANOVIC, DUPONT e MARDER (2001a)

Segundo BANOVIC, DUPONT e MARDER (2001b), a liga Fe-Al passa por três estágios distintos em relação à proteção à corrosão, figura 1.2, elas são condicionados ao teor de Al sobre o aço.



<i>Tradução</i>	
Log (Weight change)	Log (Ganho de massa)
Log (Time)	Log (Tempo)

Figura 1.2 – Ilustração esquemática dos três estágios de corrosão plotados em um gráfico log-log.

Fonte: BANOVIC, DUPONT e MARDER (2001a)

Para ligas com até 7,5% de Al em peso observou-se, segundo BANOVIC, DUPONT e MARDER (2001b), que a camada de proteção superficial é susceptível à trincas e que após sua ocorrência não são passíveis de recuperação, portanto, com estes teores não se pode considerar que haja uma proteção completa. Estas trincas permitem a difusão de sulfetos através da camada de alumina delta. Esta difusão de sulfetos provoca uma rápida produção de produtos de corrosão, dentre eles o sulfeto de ferro. Enquanto ocorre uma difusão de sulfetos na direção ao interior do material a difusão de ferro ocorre no sentido inverso. Este mecanismo provoca a chamada corrosão "breakdown".

Para ligas com teor de Al abaixo de 5% a formação de alumina delta superficial não ocorre de maneira a proteger toda a superfície do material, e portanto, não há proteção alguma, este mecanismo se chama "steady-state", onde há uma rápida produção de produtos de corrosão pela difusão de sulfetos.

1.3. Objetivos do trabalho

Este trabalho tem por objetivo avaliar a soldabilidade do aço Cr-Mo revestido de alumínio, lançando mão da análise do procedimento atualmente empregado pela Petrobrás, criticando-o e propondo um elemento de otimização deste processo.

1.3.1. Objetivos específicos e metodologia básica aplicada

- a. Revisar a teoria existente pertinente ao assunto e caracterizar o referido metal base, através da análise do material.
- b. Identificar os parâmetros essenciais na definição do procedimento de soldagem do referido aço, através da análise funcional e tecnológica da junta soldada.
- c. Criticar o procedimento definido pela Petrobrás, através da comparação com as recomendações encontradas na literatura tomando como base os parâmetros essenciais definidos na análise da junta soldada.
- d. Formular uma hipótese para otimização do procedimento definido pela Petrobrás, tomando como ponto de partida a caracterização do metal base, os dados levantados na revisão teórica e a crítica ao procedimento definido pela Petrobrás.
- e. Caracterizar a junta soldada produzida pelos dois procedimentos, procedimento Petrobrás e procedimento oriundo da hipótese levantada, comparar os resultados lançando mão de ensaios sobre material.
- f. Avaliar a pertinência da hipótese de procedimento levantada.

Atingindo os 6 objetivos específicos, busca-se chegar ao objetivo principal do trabalho que tem o intuito de munir os responsáveis pelo desenvolvimento de processos de soldagem para este tipo de matéria-prima, de dados relevantes para a realização de seu trabalho, com eficiência e segurança, necessários devido à responsabilidade envolvida neste tipo de sistema.

2. Reforçando o conhecimento

2.1. Corrosão em unidades de processamento

Segundo CORREA (1990), em unidades de processamento de petróleo, a corrosão em alta temperatura se deve ao gás sulfídrico (H_2S) gerado pelo enxofre do petróleo. Além do enxofre, alguns petróleos apresentam alta acidez naftênica.

Os agentes corrosivos considerados mais importantes em unidades de processamento de petróleo são, incluindo os citados acima:

Ácidos naftênicos

Gás sulfídrico (H_2S)

Dióxido de carbono (CO_2)

2.1.1. Ácidos naftênicos

Segundo DA SILVA (2002), os ácidos naftênicos são ácidos orgânicos com estrutura de anéis cíclicos saturados. Sua quantidade pode ser avaliada pela determinação do índice de acidez do petróleo, este índice diferencia o petróleo considerando-o de acidez forte ou fraca. A acidez forte é caracterizada pela presença do ácido clorídrico que é considerado “inerte” em termos de corrosão, a acidez fraca é caracterizada pela presença de ácidos naftênicos e sais hidrolisáveis.

Segundo CASTELO BRANCO e RAMOS (1981), a temperatura influencia a corrosão por ácidos naftênicos, seu efeito máximo é na faixa de $280^{\circ}C$, perdendo efeito na faixa de $400^{\circ}C$, são especialmente corrosivos na temperatura de sua condensação, produzindo sulcos profundos formados à partir de gotículas de ácidos.

A velocidade de escoamento influencia a corrosão por ácidos naftênicos, quanto maior sua velocidade, mais rapidamente fica exposta a superfície metálica ao meio corrosivo, devido à solubilidade dos produtos de corrosão na carga processada, caracterizando um processo de corrosão-erosão.

O teor de ácidos naftênicos influencia a corrosão por ácidos naftênicos, quanto maior o número de neutralização, maior a tendência de alta corrosividade do petróleo. A

elevação da concentração de ácidos naftênicos no resíduo atmosférico agrava o potencial de problemas.

2.1.2. Gás sulfídrico (H_2S)

Segundo RAMOS, MAINIER e PIMENTA (1981), na presença de H_2S podem ocorrer os seguintes tipos de corrosão: corrosão-sob-tensão fraturante, empolamento pelo hidrogênio, fissuração induzida pela difusão de hidrogênio, corrosão por pites.

A *corrosão-sob-tensão fraturante* aparece devido a interação entre o metal com o meio, resultando em modificações localizadas nas propriedades mecânicas. Este mecanismo aparece em juntas soldadas e aços de alta resistência. A presença de hidrogênio atômico provoca reações químicas, como exemplo: ataque ao ferro pelo sulfeto de hidrogênio em presença de água; reação catódica de redução do íon hidrogênio. Interações entre hidrogênio e aço carbono.

O *empolamento pelo hidrogênio* aparece devido a difusão do hidrogênio atômico pelo interior do metal, até encontrar uma descontinuidade, onde se transforma em hidrogênio molecular, conseqüentemente há um aumento da pressão do hidrogênio suficiente para deformar o material independentemente do tipo de solicitação, este aumento de pressão provoca a aparição de bolhas no material.

A *fissuração induzida pela difusão do hidrogênio* é provocada pela difusão do hidrogênio atômico no metal, na direção das inclusões de sulfetos, aloja-se na interface da inclusão e provoca pequenas fissuras que tendem a crescer com o aumento da concentração do hidrogênio.

A *corrosão por pite* é provocada pela reação entre o H_2S e a água produzindo sulfeto de ferro, aderindo na superfície do material. Esta camada de sulfetos produz pilhas locais e conseqüentemente pites em pontos susceptíveis do metal.

2.1.3. Dióxido de carbono (CO_2)

Ainda segundo RAMOS, MAINIER e PIMENTA (1981), CO_2 na presença de água produz ácido carbônico que ataca o ferro. A corrosividade do CO_2 , conforme mostrado na figura 2.3, é função direta de sua solubilidade a qual é influenciada pela pressão parcial de CO_2 , que conforme aumenta, aumenta a solubilidade; a temperatura que quando aumenta, diminui a solubilidade; e ainda, o teor de sais e o pH que altera a solubilidade da água. A pressão parcial crítica de CO_2 para que ocorra corrosão é

2,2kgf/cm². O aumento do teor de CO₂ aumenta a taxa de corrosão e produz corrosão por pite. A corrosão é associada à erosão e ocorre principalmente em restrições, onde a turbulência é maior que o normal, o produto de corrosão é removido pelo escoamento do fluido, expondo o substrato novamente.

DA SILVA (1991), afirma que quando dissolvido em solução aquosa gera dissolução gradual ou localizada da superfície exposta do material. A possibilidade de corrosão por CO₂, em um determinado sistema, pode ser inerentemente controlada ou não, dependerá de fatores que governarão a disposição de retenção da “camada protetora de carbonato de ferro”. As condições que favorecem a formação dessa camada são:

- Temperatura elevada;
- Aumento do pH;
- Falta de turbulência;
- Participação do H₂S: quando ambos os gases estão presentes, cálculos simplificados indicam que o sulfeto de ferro pode ser o principal produto de corrosão quando a relação H₂S / CO₂ exceder 1/500;
- Potencial REDOX do sistema.

Há três condições complementares fundamentais para que se observe corrosão por CO₂ em instalações petroquímicas:

- Deve ter água em contato com o metal;
- A água deve apresentar um “potencial de corrosividade” suficientemente alto;
- Potencial para ocorrência de rápido ataque localizado.

O potencial de corrosividade representa a corrosividade da água produzida (ou do condensado) em relação ao metal base nú, ou seja a máxima taxa de corrosão uniforme, a qual pode ser produzida pelo meio, em ausência de qualquer efeito protetor. Os modelos de cálculo para sua estimativa congregam diversas equações baseada em balanços de massa e energia, transmissão de calor, mecânica dos fluidos, equilíbrio termodinâmico e comportamento físico-químico do sistema em análise.

Ainda segundo DA SILVA (1991), a abordagem proposta pela ELF-AQUITAINE infelizmente não descreve com detalhes esse modelo. Na literatura encontram-se 2 (dois) modelos recentemente propostos com este propósito, baseados em pesquisas realizadas na Escola de Engenharia Química, da Universidade Estadual de Oklahoma e no Centro de Pesquisas em Corrosão na Universidade de Louisiana . Os trabalhos conduzidos nesta segunda Universidade foram patrocinados por 12 grandes empresas produtoras de petróleo, entre as quais: AMOCO, CHEVRON, CONOGO, PETRO CANADA e TEXACO. Os modelos foram testados em poços destas empresas, obtendo-se boa correlação entre os valores previstos e aqueles observados.

2.1.4. Formas de corrosão

Ainda segundo GENTIL (1996), a caracterização da forma de corrosão auxilia bastante no esclarecimento do mecanismo e na aplicação de medidas adequadas de proteção, daí serem apresentadas a seguir as características fundamentais das diferentes formas de corrosão, e mostradas na figura 2.1:

- Uniforme, onde se processa em toda a extensão da superfície;
- Por placas, figura 2.2, onde se forma escavações em regiões específicas da superfície;
- Alveolar, onde se forma sulcos em regiões específicas da superfície;
- Puntiforme ou por pites, onde se forma pontos em pequenas áreas específicas na superfície;
- Intergranular ou intercristalina, se processa entre os grãos da rede cristalina;
- Intragranular ou transgranular ou transcristalina, se processa através dos grãos da rede cristalina;
- Filiforme, se processa sob a forma de finos filamentos, não profundos;
- Esfoliação, se processa de forma paralela a superfície metálica;
- Empolamento pelo hidrogênio, figura 2.3, o hidrogênio atômico difunde até alojar-se em uma descontinuidade do material, onde se transforma em hidrogênio molecular, exerce pressão na região e promove a formação de bolhas;

- Em torno de cordão de solda, se observa em torno de cordões de solda na ZTA.

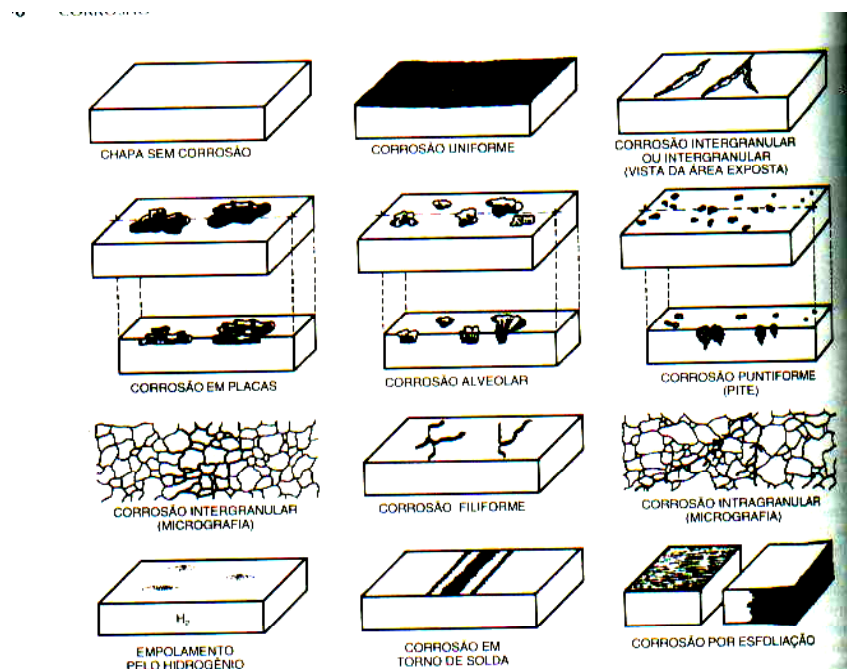


Figura 2.1 – Esquematisação da formas de corrosão

Fonte: GENTIL (1996)



Figura 2.2 – Corrosão em placas em chapa de aço carbono de costado de tanque

Fonte: GENTIL (1996)



Figura 2.3 – Tubo de aço carbono com empolamento pelo hidrogênio, ocasionado por H_2S e água

Fonte: GENTIL (1996)

2.1.5. Mecanismos básicos

No estudo dos processos corrosivos devem ser sempre consideradas as variáveis dependentes do material metálico, do meio corrosivo e das condições operacionais, pois o estudo conjunto dessas variáveis permitirá indicar o material mais adequado para ser utilizado em determinados equipamentos ou instalações:

- Material metálico
- Meio corrosivo
- Condições operacionais

É recomendável no estudo de processos corrosivos, que sejam seguidas as seguintes etapas:

- Verificar a compatibilidade entre o meio corrosivo e o material, através da taxa de corrosão;
- Verificar condições operacionais;
- Verificar relatórios de inspeção de equipamentos que são de fundamental importância, tendo em vista que através deles, os problemas de corrosão são identificados nos equipamentos e instalações que se acham em serviço para isto, a inspeção de equipamentos conta com uma série de ferramentas apropriadas, métodos de trabalho e técnicas específicas que constituem hoje um novo ramo da engenharia especializada;
- Estabelecer o mecanismo responsável pelo processo corrosivo;
- Proceder a avaliação econômica – custos diretos e indiretos;
- Indicar medidas de proteção – esclarecidos os mecanismos e a avaliação econômica, pode-se indicar a proteção não só eficiente, mas, também, de adequada relação custo-benefício.

2.1.6. Meios corrosivos

Os meios corrosivos mais freqüentemente encontrados são: atmosfera, águas naturais, solo e produtos químicos, em menor escala, alimentos, substâncias fundidas, solventes orgânicos, madeiras e plásticos. Ainda podemos considerar a combinação de dois ou mais destes meios.

Vale ressaltar que o meio corrosivo é àquele que encontramos no contato direto com a superfície metálica e este pode ser influenciado por condições externas, tais como: temperatura, climáticas em geral, forma de contato e a função que o elemento em questão exerce.

2.2. Revestimentos em aços

Os materiais empregados nos revestimentos anticorrosivos podem ter suas ações protetoras explicadas por diversos fatores, como:

- Formação de película protetora de óxido, hidróxido, ou outros compostos, pela reação com os oxidantes do meio corrosivo (caso do Al, Cr, Ni e Zn);

- Os metais usados nos revestimentos apresentam valores elevados de sobretensão e sobrevoltagem, sendo por isso mais resistentes ao ataque ácido em meios não-aerados (caso do Sn, Pb, Zn e Cd).

Da qualidade dos métodos empregados no revestimento e na limpeza das superfícies metálicas vai depender a boa aderência e a impermeabilidade da película, que são evidentemente condições essenciais para que haja proteção adequada.

As técnicas mais freqüentemente usadas na aplicação de revestimentos metálicos são:

- Cladização ou caldeamento
- Imersão a quente
- Aspersão térmica ou metalização
- Eletrodeposição
- Difusão
- Aços alonizados

2.3. Difusão atômica

Segundo VAN VLACK (1970), o mecanismo de difusão aproveita-se das imperfeições da estrutura cristalina dos materiais, e move-se através dos vazios existentes nestas estruturas. Porém, em condições uniformes estes movimentos são feitos em direções aleatórias. Esta aleatoriedade é desfeita através de alguns parâmetros, como: energia de ativação e gradiente de concentração.

A velocidade de difusão depende diretamente deste dois parâmetros e é definida pelas leis de Fick.

A primeira lei de Fick diz que a quantidade de material transportado, ou seja, o fluxo J de átomos por unidade de área na unidade de tempo, é proporcional ao gradiente de concentração dC/dx . A constante de proporcionalidade D recebe o nome de coeficiente de difusão e é expressa em cm^2/s .

$$J = -D (dC/dx) \quad [1]$$

O sinal negativo indica que o fluxo de átomos ocorre de forma a diminuir os gradiente de concentração.

A segunda lei de difusão, a qual relaciona a variação de concentração com o tempo dC/dt , pode ser expressa pela expressão que se segue:

$$(dC/dt) = D(d^2C/dx^2) \quad [2]$$

Através desta lei, podemos perceber que a velocidade de difusão diminui com a redução do gradiente de concentração.

Os coeficientes de difusão D , onde D_0 é o coeficiente de difusão inicial, variam com a natureza dos átomos do soluto, com o tipo de estrutura e com a temperatura. A variação do coeficiente de difusão de acordo com a temperatura é regida pela seguinte expressão:

$$\ln D = \ln D_0 - (Q/RT) \quad [3]$$

Esta expressão é baseada no número de átomos que tem energia superior a um determinado valor e aumenta em função exponencial da temperatura.

2.4. Soldabilidade de aços 5% Cr

Segundo WELDING HANDBOOK (1966), os aços C Cr , originalmente, eram apenas ligas Fe-C-Cr, onde a melhoria da resistência à oxidação era buscada, atualmente, a adição de outros elementos de liga, tornou este tipo de aço, de grande utilidade para indústria em geral, e em particular para a indústria petroquímica.

O aumento do teor de Cr no aço provoca o aumento de sua temperabilidade, ressaltando que o excesso deste na estrutura, paradoxalmente a esta definição, torna o aço capaz de endurecer, pois é um poderoso formador de ferrita, e passível de sensitização, ele suprime a capacidade de transformação austenítica, impedindo a transformação pelas técnicas tradicionais de têmpera. Este fenômeno da perda da capacidade de endurecer ocorre quando os teores de Cr atingem um patamar da ordem de 18 - 20%, na ausência de outro elemento de liga e em qualquer teor de C.

Os aços Cr são ostensivamente utilizados à serviços em alta temperatura, e para melhorar esta propriedade, uma porção de 0,5 - 1% Mo é adicionada, pois este último provoca um aumento da resistência à alta temperatura. Estes são conhecidos como aços Cr - Mo e possuem propriedades, como descrito anteriormente, de boa resistência à oxidação e corrosão e para trabalhos em altas temperaturas. O Cr na faixa de temperatura de 590°C - 810°C, produz carbeto de cromo mais estáveis e evita a grafitação do aço.

Ainda segundo WELDING HANDBOOK (1966) e ROSSI (1954), os aços Cr-Mo são temperáveis ao ar, recomenda-se que o teor de C não ultrapasse 0,10%, o processo de soldagem é recomendado lançando mão de um pré-aquecimento na faixa de 315°C e controle de temperatura de interpasse sempre acima deste valor, um tratamento térmico de pós-aquecimento também é recomendado, além da utilização de metal aporte austenítico, pois este apresenta resultados satisfatórios.

O procedimento utilizado para a soldagem destes aços é similar ao utilizado em aços C martensíticos, é necessário proteger a poça de fusão durante a realização da solda e durante a solidificação.

O pré-aquecimento serve para reduzir o diferencial de temperatura entre o metal fundido e o metal base, este reduz a endurecibilidade do material somente se provocar transformações estruturais, ou seja, utilizando temperaturas acima de 315°C, as variáveis para a definição da temperatura de pré-aquecimento são: a geometria de soldagem, a composição do metal aporte, o desenho da junta, o processo de soldagem empregado.

Duas classes de metal aporte podem ser empregados, o próprio aço Cr ou um metal aporte austenítico, que é o recomendado, pois não apresenta problemas maiores na fabricação. Deve-se atentar para a linha de fusão quando utilizamos metal aporte austenítico, em caso de utilização em operações sob alta temperatura.

Quando utilizamos o processo de soldagem TIG (GTAW) usa-se preferencialmente corrente contínua direta, He e Ar são utilizados como gás de proteção, individualmente ou combinados.

Quando utilizamos o processo de soldagem MIG (GMAW) usa-se preferencialmente corrente contínua reversa, pequena adição de CO₂ ou oxigênio no Ar ou na mistura He - Ar melhora a estabilidade do arco voltaico. Aplicando-se o arco com transferência por curto-circuito e metal aporte austenítico, temos uma baixa taxa de diluição (10%), mesmo com baixo aporte térmico.

Para o tratamento pós-aquecimento, utilizamos um aquecimento à temperatura de 900°C com resfriamento rápido até a temperatura de 750°C e uma estabilização à esta temperatura por uma hora, após este tempo a junta deve ser resfriada a uma taxa de resfriamento qualquer, pois este não deve alterar a dureza final, a tenacidade da junta é otimizada após este processo.

Após o recozimento, a junta soldada deve possuir as seguintes propriedades mecânicas, tabela 2.1:

Tabela 2.1 – Propriedades mecânicas da junta soldada após pós-aquecimento

Limite de resistência à ruptura (kgf/mm²)	Limite de resistência ao escoamento (kgf/mm²)	Alongamento (%)	Estricção (%)	Dureza Brinell (kgf/mm²)
45,5 – 49	24,5 – 28	35 – 40	65 – 75	130 – 140

Como alternativa ao recozimento (pós-aquecimento), um tratamento para alívio de tensões em temperaturas da ordem de 750°C durante 4h com resfriamento uniforme ao ar, pode ser aplicado. As propriedades mecânicas obtidas são as seguintes, tabela 2.2:

Tabela 2.2 – Propriedades mecânicas da junta soldada após alívio de tensões

Limite de resistência à ruptura (kgf/mm²)	Limite de resistência ao escoamento (kgf/mm²)	Alongamento (%)	Estricção (%)	Dureza Brinell (kgf/mm²)
46 – 63	38,5 – 45,5	24 – 30	60 – 70	155 – 175

Como alternativa ao pré-aquecimento, podemos utilizar o metal aporte do tipo ER310, este possui alto teor de níquel (Ni). Produz uma linha de fusão austenítica que se compara em ductilidade ao metal base, porém devido ao alto teor de carbono (C), há uma tendência de fragilização da ZTA. De acordo com a literatura, para a soldagem dos aços alonizados, são utilizados os eletrodos indicados abaixo, tabela 2.3.

Tabela 2.3 – Composição química dos materiais aporte recomendados

Tipo	C	Mn	Si	P (máx)	S (máx)	Cr	Ni	Outros
308	0,08	2,0	1,0	0,04	0,03	19-21	10-12	
310	0,25	2,0	1,5	0,04	0,03	24-26	19-22	
314	0,25	2,0	1,5-3,0	0,04	0,03	23-26	19-22	
316	0,10	2,0	1,0	0,04	0,03	16-18	10-14	Mo/2-3
317	0,10	2,0	1,0	0,04	0,03	18-20	11-14	Mo/3-4
502	0,10	1,0	1,0	0,04	0,03	4-6		

2.5. Soldagem

2.5.1. Recomendações para soldagem de aços alonizados

Segundo MCGILL e WEINBAUM (1972), para preparar o aço alonizado para o processo de soldagem, devemos manter a interface de soldagem livre de alumínio, sempre utilizar um passe de raiz pelo processo TIG com metal aporte de composição resistente à corrosão e utilizar um anel interno com anteparo.

Segundo MCGILL e WEINBAUM (1976), devemos preparar a junta soldada mantendo a interface de soldagem livre de alumínio, evitar a difusão de alumínio para a poça de fusão e região soldada, utilizar metal aporte resistente à corrosão, recomenda a utilização de metal de aporte do tipo ER308.

Segundo LORENTZ Jr. (1966), devemos utilizar metal aporte com teor de Al menor que 1%, recomenda a utilização de metal aporte do tipo ER316, evitar presença de alumínio na interface de soldagem, remover a camada externa de alumínio na região de solda. Os problemas a contornar durante o processo de soldagem são: *porosidade, trincas devido à degasagem do metal do revestimento, efeito da incorporação do alumínio na região soldada, manter a ductilidade, evitar a deterioração da camada protetora ao longo da zona de soldagem.*

Segundo BANOVIC, DUPONT e MARDER (2001b), o teor máximo de alumínio no metal base para obter uma soldabilidade satisfatória é de 10%.

Segundo RENKUI e DING (1998), o metal aporte ER312 é o mais recomendável para a soldagem de aços alonizados, pois confere boa resistência à corrosão. Dois métodos de soldagem são possíveis: “Overlay”, onde há uma preparação especial da junta (chanfro) e enchimento com metal aporte ER312; “Sintering”, onde

utiliza-se um fluxo à base de alumínio na face interior do tubo, e em seguida solda-se pelo processo de arco submerso, usando o tipo ER312 como metal aporte.

Uma forma de prever o comportamento após soldagem é através da análise da diluição, no caso dos aços que são unidos ou revestidos com materiais dissimilares, como é a soldagem dos aços alonizados.

2.5.2. Diluição

Entende-se por diluição, a solda que resulta da mescla entre o metal aporte e o metal base, após fusão e solidificação. No cordão de solda da figura 2.4 é indicado pela letra A o volume do metal aporte e com B o volume do metal base, a diluição D é dada pela expressão:

$$D = [A/(A + B)]*100 \quad [4]$$

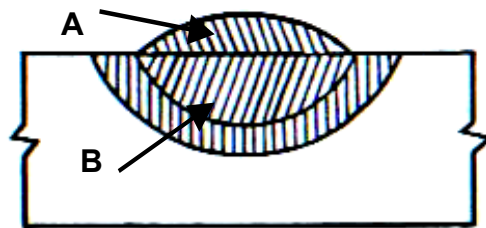


Figura 2.4 – Esquema da diluição em soldagem

Fonte: DIAS LOPES e MIRANDA (199-)

Segundo o processo de soldagem, os valores de diluição são variados e ainda mais em cada processo é possível que também a diluição varie segundo o procedimento de soldagem e do aporte térmico. A tabela 2.4 mostra os valores para os principais processos de soldagem de uso industrial.

Tabela 2.4 – Diluição dos processos de soldagem

Processo	Diluição (%)	Observações
Brasagem	0	Não há fusão do metal base
Oxigás	1 – 5	Utilização de metal aporte
Eletroescória	5	
SMAW	30	Primeiro passo em junta de topo com chanfro
SMAW	10 – 20	Demais passos
Arco submerso	60	
Resistência	100	Não há metal aporte
GMAW	20 – 40	
GTAW	10 – 30	

Devido à diluição, o cordão de solda resultante pode chegar a ter propriedades físicas e químicas totalmente diferentes das do metal aporte ou base. De acordo com os valores da tabela 2.5 e utilizando a regra das mesclas é possível ter uma idéia da composição do cordão resultante e com isso prever seu comportamento.

Como exemplo, podemos avaliar a soldagem de duas peças de aço com elevado teor de Manganês (Mn), utilizando eletrodos manuais de aço de baixo carbono.

Tabela 2.5 – Composição química dos elementos da junta soldada

	C (%)	Mn (%)
<i>Metal base</i>	1	14
<i>Metal aporte</i>	0,1	0,6

No primeiro passo a diluição é de aproximadamente 30% do metal base e 70% do metal aporte, portanto temos:

- Manganês: 4,62%
- Carbono: 0,38%

Seguindo o mesmo princípio para os demais passes, a diluição seria de aproximadamente 10%, portanto a composição seria a seguinte:

- Manganês: 1,94%
- Carbono: 0,19%



Figura 2.5 – Esquema da diluição em soldagem multipasse

A questão da diluição é mais complexa na soldagem de metais dissimilares, onde a soldagem é feita com a utilização de metal aporte de composição ainda diferente dos metais base. Deve-se ter em conta que a diluição é função do aporte térmico, e pode ser alterado de acordo com o procedimento empregado.

2.5.3. Efeitos dos ciclos térmicos de soldagem no metal de base.

A soldagem é a operação que visa a união de duas ou mais peças, assegurando na junta a continuidade das propriedades químicas, físicas e mecânicas-metalúrgicas. Assim, uma das características mais importantes da soldagem é a evolução complexa da temperatura na zona termicamente afetada (ZTA), que produz variados tratamentos térmicos com mudanças microestruturais significativas, segundo QUITES e DUTRA (1979).

Na abordagem clássica do fluxo de calor em soldagem admite-se que fonte de calor pontual se movimenta com uma velocidade linear constante (v) e introduz calor no metal numa pequena área, formando uma poça fundida que acompanha o movimento da fonte. Como o MB está inicialmente a uma temperatura menor (seja a temperatura ambiente ou à temperatura de pré-aquecimento), o calor flui para as partes mais frias. Em regime estável, isto é, longe do começo e do fim de uma solda de suficiente comprimento, vai existir uma distribuição de temperaturas que se move mantendo-se sempre constante em relação à fonte de calor (arco elétrico). Assim, na superfície da chapa observa-se uma série de isoterma como as apresentadas na figura 2.6.

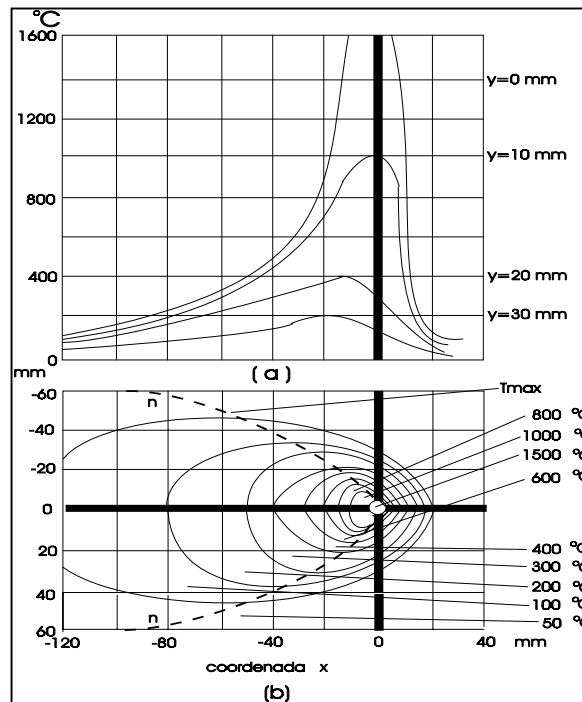


Figura 2.6 - Distribuição de temperaturas na superfície de uma chapa semi-infinita

a) temperaturas nas direções longitudinal x e transversal y à trajetória da fonte;

b) isothermas e temperaturas na superfície da chapa.

Fonte: CACERES (1999)

Na figura 2.7 observa-se os ciclos térmicos a distâncias crescentes de uma fonte de calor pontual incidindo numa chapa semi-infinita, onde a linha n , levemente curva, marca o local das temperaturas de pico (T_p) em qualquer distância do eixo central da solda. Cada ponto localizado a uma distância y da fonte de calor é aquecido até uma determinada T_p de forma rápida, com velocidade proporcional à velocidade de soldagem e esfria mais lentamente. Nota-se que quando mais perto estiver da trajetória da fonte de calor, maior será a sua T_p alcançada. O ponto 1, mais próximo do eixo da solda, alcança temperatura mais elevada que o ponto 2. Este é o tratamento térmico que a soldagem impõe ao material, tratando tanto a solda como a ZTA.

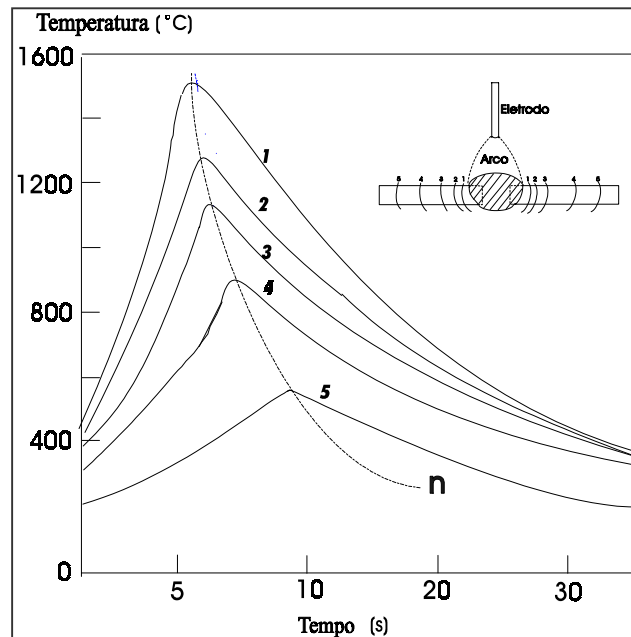


Figura 2.7 - Ciclos térmicos ao redor de uma fonte de calor pontual incidindo numa chapa semi-infinita, $T_o = 0$, Energia de 4.2 kJ/cm.

Fonte: CACERES (1999)

Somente uma parte da energia fornecida pela fonte de calor é efetivamente transferida para a solda, essa parcela se denomina *Energia absorvida ou Aporte térmico* (A_t), pois ocorrem perdas por exemplo no caso da soldagem a arco devidas a

- radiação e convecção de calor ao ambiente;
- aquecimento do eletrodo permanente (ex. no processo de soldagem *TIG*).

A A_t é representada pela seguinte equação empírica:

$$A_t = \eta (V I) / v \quad (\text{kJ/cm}) \quad [5]$$

onde :

η = eficiência térmica;

V = tensão do arco [V];

I = corrente de soldagem [A];

v = velocidade de soldagem [cm/min]

De forma qualitativa, a influência dos diversos fatores sobre os ciclos térmicos é a seguinte:

a) com o aumento da E e/ou da *temperatura inicial* da chapa (temperatura de preaquecimento ou interpasse), diminui a velocidade de resfriamento e aumenta a área da ZTA.

b) com o aumento da *espessura das chapas* a soldar, aumenta a velocidade de resfriamento e diminui a área da ZTA.

c) *Geometria da junta* : o aumento do ângulo total da junta (bordos do MB) significará uma mais efetiva condução de calor, o que resulta em maior velocidade de resfriamento.

d) *Propriedades térmicas* do MB : um material com maior difusibilidade térmica α [cm^2/s], como a que possuem as ligas de cobre e alumínio em relação às ligas ferrosas, significará uma maior facilidade para a condução do calor, com o que aumenta a velocidade de resfriamento e diminui a área da ZTA, segundo QUITES e DUTRA (1979).

2.5.3.1. Transformações Produzidas pelos Ciclos Térmicos

Os ciclos térmicos abrangem uma faixa de temperaturas de pico que se estende desde a temperatura de fusão até a temperatura inicial do MB e, por conseguinte, é produzida uma variação contínua das suas propriedades. Além disso, devido ao elevado gradiente de temperatura na ZTA, geram-se tensões térmicas transientes no metal, resultando na criação de tensões residuais e deformações no produto final.

Portanto, como consequência dos ciclos térmicos produzidos a distintas distâncias da linha de fusão são originadas diferentes sub-regiões da ZTA de um aço baixo C como mostrado na figura 2.8, cuja estrutura e constituição depende das temperaturas atingidas :

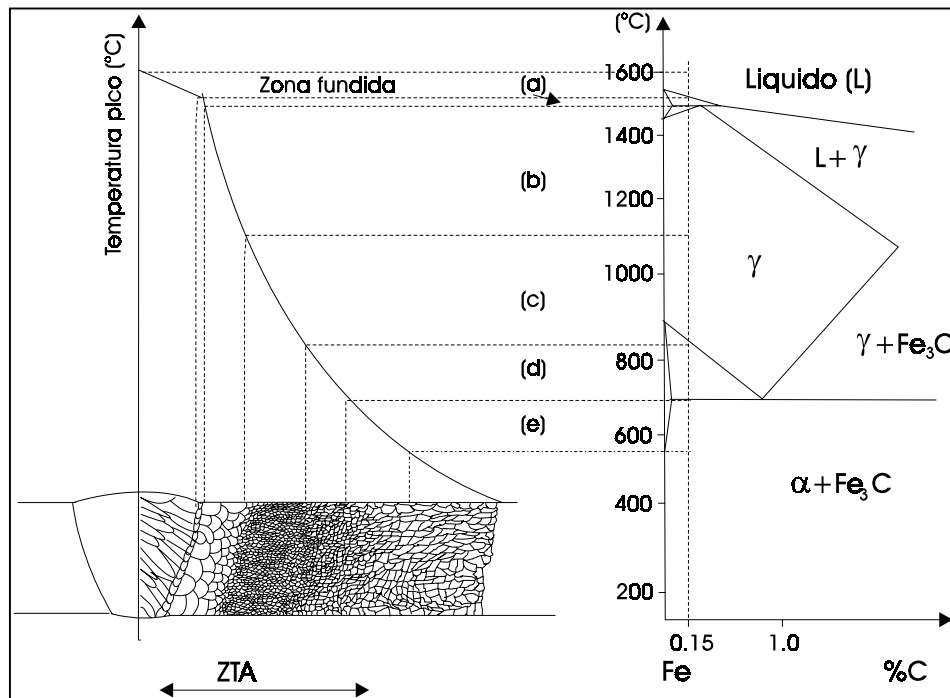


Figura 2.8 - Esquema das microestruturas e regiões da ZTA de um aço baixo C.

Fonte: EASTERLING (1983)

a. Zona de transição ou região de fusão parcial.

As temperaturas ficam entre a linha *liquidus* e *solidus*. Esta zona começa no metal fundido e é bastante estreita, sendo comumente confundida e considerada como parte da região superaquecida. É importante no aparecimento de trincas a quente, segundo NATAL (1986).

b. Zona de crescimento de grão (superaquecida).

Região que se situa entre a zona de transição e a temperatura de fusão de 1100 °C. É uma região que experimenta um acentuado crescimento de grão, e portanto apresenta altas temperaturas na região austenítica. O resfriamento rápido fica evidenciado pelo aparecimento da estrutura martensítica com presença de ferrita Widmanstätten encontrada próxima à zona de transição.

c. Região de refino de grão.

É uma região aquecida pouco acima da temperatura requerida para completa austenitização. Ela apresenta uma estrutura equiaxial totalmente refinada. Esta região se situa entre A₃ e 1100 °C.

d. Zona parcialmente transformada (intercrítica).

Localiza-se entre A_1 e A_3 . Nesta região, durante o aquecimento, a ferrita não se transforma e a perlita se transforma parcialmente em γ , ocorrendo um refinamento parcial dos grãos.

e. Zona subcrítica.

Fica abaixo de A_1 . Nesta região os carbonetos em forma de lamelas tendem a se dissolver no aquecimento e, no resfriamento, formar partículas esferoidizadas.

As regiões acima descritas têm microestruturas diferentes como consequência das mudanças térmicas a que o metal é submetido.

A Figura 2.9 mostra um exemplo extraído da literatura da transformação na microestrutura da ZTA para os ciclos térmicos produzidos em pontos a diferentes distâncias da linha de fusão da solda, SAVAGE (19--).

Estas curvas indicam que o crescimento da austenita pode ocorrer a 1 mm da zona de fusão. Além disso, o refinamento da austenita pode ocorrer dentro de uma faixa que corresponde a uma distância sobre 1 mm e perto de 2.5 mm de amplitude desde a linha de fusão (zona de refino de grão). Às distâncias de 2.5 e 4 mm a partir da linha de fusão, as temperaturas de pico se encontram dentro da faixa de temperaturas críticas (zona intercrítica) e só ocorre austenitização parcial.

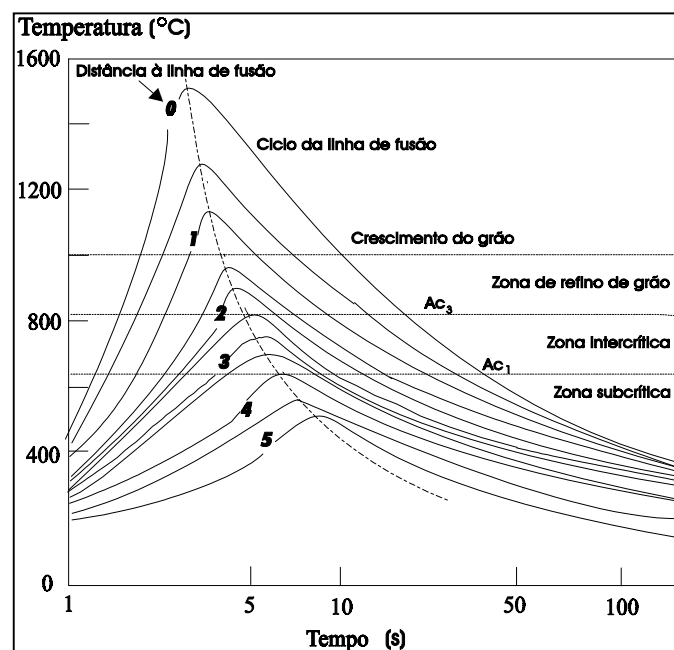


Figura 2.9 - Ciclos térmicos típicos numa solda com energia de 27.5 kJ/cm sobre uma chapa de 12 mm de espessura num aço tipo hipoeutetóide.

Fonte: SAVAGE (19--).

A austenita formada a temperaturas de pico que excedem a temperatura crítica transforma-se durante a etapa de resfriamento. Esta transformação depende da velocidade de resfriamento e da temperabilidade da austenita em cada ponto da ZTA. A velocidade de resfriamento na faixa de transformação é mais rápida na zona fundida e diminui quando a distância à linha de fusão aumenta.

Em geral a temperabilidade da austenita é influenciada por quatro fatores :

- 1.- Teor de carbono dissolvido na austenita.
- 2.- Quantidade de elementos de liga dissolvidos na austenita.
- 3.- Tamanho de grão da austenita.
- 4.- Homogeneidade da austenita.

A temperabilidade dos aços fica melhor representada pelo diagrama de transformação no resfriamento contínuo (TRC) observada na figura 2.10. Nele estão representadas curvas limítrofes dos diferentes domínios de cada produto de transformação da austenita.

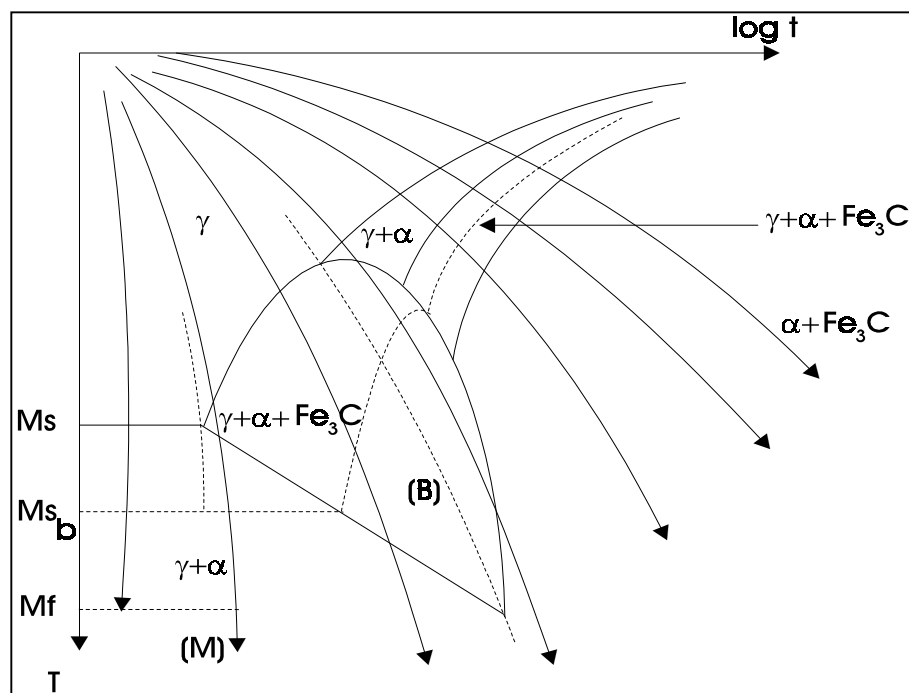


Figura 2.10 - Diagrama de resfriamento contínuo.

Fonte: REBELLO (1987)

As temperaturas M_s e M_f podem diminuir rapidamente pelo aumento do carbono na austenita. Desta maneira, nas regiões que experimentam temperaturas de

pico dentro da zona intercrítica, o conteúdo do carbono da austenita formada é superior à da composição nominal (quando a T_p localiza-se abaixo de Ac_3) porém aproximada da eutetoide (0.8% C, quando a T_p excede a Ac_1).

Em relação a dureza nas diferentes regiões da ZTA, ela difere significativamente de um ponto a outro, primeiramente como resultado da diferença no tamanho do grão e da homogeneidade da austenita. De fato para a previsão correta da microestrutura e propriedades ao longo da ZTA, seria necessário um diagrama TRC para cada sub-região, diante do elevado gradiente térmico ali existente.

2.5.3.2. Modelos para Prever a Distribuição de Temperaturas

Segundo DIAS LOPES e MIRANDA (199-), a distribuição de temperaturas na zona vizinha de uma solda tem uma influência determinante nas transformações metalúrgicas que ocorrem, e pode ser descrita da seguinte maneira.

$$1/(T_p - T_o) = [(4,13 \rho_c t Y) / A_t] + [1/(T_f - T_o)] \quad [6]$$

Onde:

T_p = temperatura de pico

T_o = temperatura inicial

ρ_c = produto da densidade do material pelo seu calor específico

t = espessura do metal base

Y = distância ao ponto considerado

A_t = aporte térmico

T_f = temperatura da região de solda

Apesar desta expressão ser definida para soldas em um único passe e com penetração total, podemos aplicá-la com razoável precisão a cada passe da solda feita com no máximo quatro passes.

Designa-se por ZTA toda a região vizinha à solda, onde as temperaturas de pico forem superiores a temperatura a qual existam transformações metalúrgicas no material.

Segundo DIAS LOPES e MIRANDA (199-), o ciclo térmico real de soldagem é a variação da temperatura com o tempo em pontos a diversas distâncias da linha de fusão.

Como aspectos a ressaltar em relação a esta definição de ciclo térmico temos que as temperaturas de pico diminuem com o aumento da distância à linha de fusão; as taxas de aquecimento e resfriamento decrescem com o aumento da distância à linha de fusão.

Para uma dada temperatura inicial na junta, um aumento no aporte térmico causa uma redução da velocidade de resfriamento e um aumento considerável do tempo de permanência acima de uma determinada temperatura. Para um dado aporte térmico, um aumento da temperatura de pré-aquecimento traduz-se numa redução de velocidade de resfriamento, esta redução é maior para as baixas temperaturas, os tempos de permanência acima de uma dada temperatura aumentam esta velocidade, porém somente em baixas temperaturas é que este aumento pode ser considerado significativo.

2.5.3.3. Condições de extrema importância prática no relacionamento entre temperatura da junta e aporte térmico.

Ainda segundo DIAS LOPES e MIRANDA (199-), em aços susceptíveis a formar uma estrutura dura na ZTA, devido as características de sua composição química, devemos reduzir a taxa de resfriamento do processo através de uma das seguintes maneiras: pré-aquecimento, aumento do aporte térmico; sendo que o aumento do aporte térmico origina um aumento do tempo de permanência em temperaturas elevadas provocando o crescimento de grão na ZTA.

A diminuição do aporte térmico e da temperatura inicial da junta, aumenta o gradiente térmico na ZTA.

O aumento do aporte térmico, aumenta a extensão da ZTA e da zona fundida, como pode ser verificado na figura 2.11.

No aumento da temperatura inicial da junta, ocorre um efeito semelhante ao referido anteriormente, mas o aumento da distância à linha central é tanto maior quanto mais baixa é a temperatura em questão.

A condutibilidade térmica tem influência notória na estrutura do material: quanto menor, maior o gradiente térmico; quanto maior, maior será a taxa de resfriamento e menor o tempo de permanência acima de uma dada temperatura de um ponto sujeito a um ciclo com temperaturas de pico qualquer.

A elevada intensidade de corrente produz gradientes elevados com ZTA nula, a baixa intensidade de corrente produz uma distribuição térmica acentuada com ZTA de

grandes dimensões. Possui também uma influência marcada na distribuição das temperaturas de pico. A determinação da temperatura instantânea para cada ponto da superfície é representado num eixo coordenado dá origem ao que chamamos de sólido térmico, conforme figura 2.12.

Na soldagem multipasse cada passe superpõe seu ciclo térmico aos precedentes, provocando a evolução da estrutura e propriedades da solda. Se o tempo entre passes não é longo, a temperatura inicial tende a elevar diminuindo a velocidade de resfriamento e aumentando o tempo de permanência. O ciclo térmico do primeiro passe é o mais crítico. Tanto a solda quanto a ZTA podem voltar a ultrapassar a temperatura de transformação e com velocidade de resfriamento menor. Este comportamento térmico é particularmente interessante na regeneração estrutural das zonas superaquecidas.

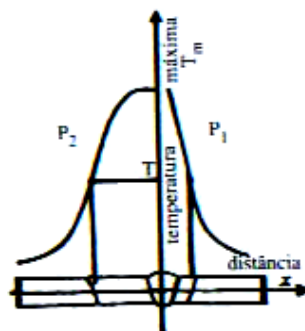


Figura 2.11 – Comparação das distribuições de temperatura associadas a dois processos de soldagem com fontes de energia de intensidades diferentes: P₁ – feixe de elétrons e P₂ – MIG

Fonte: DIAS LOPES e MIRANDA (199-)

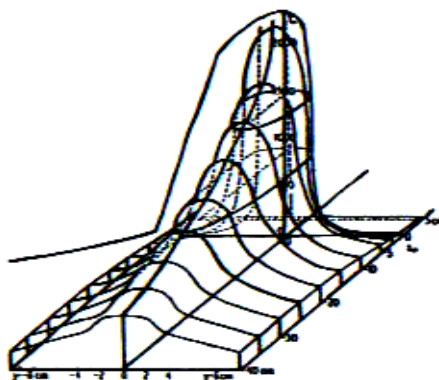


Figura 2.12 – Sólido térmico correspondente a um cordão de solda realizado pelo processo de arco submerso com os seguintes parâmetros: I=1170A; V=33V, 5mm/s

Fonte: DIAS LOPES e MIRANDA (199-)

2.5.3.4. Processos de solidificação

Segundo BARROS (19--), o processo se realiza através da nucleação de cristais na massa líquida, tendo uma direção privilegiada seguindo a movimentação das isothermas de resfriamento, figura 2.13.

Na soldagem, a estrutura cristalina do metal fundido se edifica, identificando a orientação de seus grãos sobre a dos grãos do metal base, tendem a atravessar a zona de ligação e a encontrar seu prolongamento na zona fundida - crescimento epitaxial, figura 2.14. A zona de ligação não constitui pois, uma descontinuidade no sentido físico do termo.

É influenciada pelo metal base em relação à orientação cristalina dos grãos que nascem ao longo da zona de ligação e do deslocamentos das isothermas em relação à direção privilegiada do desenvolvimento desses grãos.

Os grãos nascem na zona de ligação à qual eles são perpendiculares, para logo em seguida se inclinarem seguindo curvas desviadas no sentido do progresso de solda.

Os processos de solda considerados rápidos são caracterizados por uma zona fundida com grão finos, enquanto que os processos considerados lentos tem uma zona fundida com grãos grosseiros.

Quando a zona fundida é constituída por vários passes depositados sucessivamente, no caso dos aços, cada passe provoca, pelo seu ciclo térmico, a regeneração estrutural de toda porção do metal fundido do precedente, que atinge o curso deste ciclo.

A solda multipasse é constituída por um conjunto de zonas termicamente regeneradas onde a estrutura de solidificação desaparece, e por regiões brutas de solidificação que não foram aquecidas a sua temperatura.

A principal consequência mecânica da operação de soldagem é o aparecimento de tensões residuais devido ao processo de solidificação, estas tensões devem ser amenizadas com um tratamento térmico pós-soldagem, caso necessário.

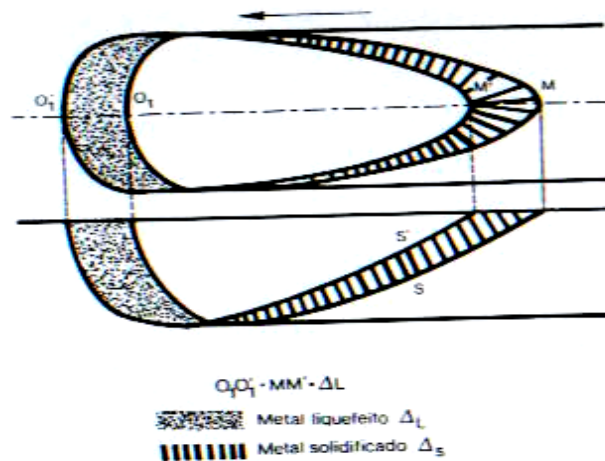


Figura 2.13 - Esquema de solidificação da zona fundida

Fonte: DIAS LOPES e MIRANDA (199-)

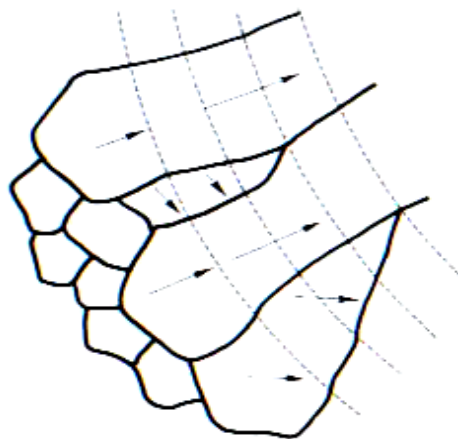


Figura 2.14 – Esquema característico do crescimento epitaxial de grãos

Fonte: DIAS LOPES e MIRANDA (199-)

2.5.4. Considerações práticas sobre o aporte térmico

Cálculo da quantidade de calor: comparação direta do aporte térmico em procedimentos diferentes; indicar condições de aquecimento e resfriamento da junta; prever as alterações estruturais na ZTA, seus efeitos metalúrgicos e propriedades mecânicas; alterar dentro de certos limites, os principais parâmetros para se conseguir um resultado final adequado.

As variáveis do procedimento de soldagem que podem afetar o aporte térmico são: diâmetro do eletrodo aumentado, implica no aumento de corrente; aumento da oscilação na solda, reduz a velocidade de soldagem; a diminuição do arco voltaico, reduz

a tensão em fonte de corrente constante; a utilização de hélio (He) como gás protetor, aumenta a tensão de soldagem; o aumento da velocidade de alimentação do arame, provoca o aumento de corrente; a soldagem fora da posição plana, implica em redução da corrente de soldagem; o aumento da velocidade de soldagem, reduz a poça de fusão.

2.5.5. Inter-relação de alguns fatores no procedimento de soldagem

O aumento do aporte térmico reduz a razão de aquecimento e de resfriamento em qualquer ponto do metal base, acarretando uma solda mais larga e uma ZTA mais extensa.

O pré-aquecimento produz um efeito similar ao aumento do aporte térmico.

Para chapas mais espessas tem-se uma ZTA reduzida e maiores velocidades de resfriamento para o mesmo aporte térmico.

Para uma dada energia absorvida, a intensidade de difusão do calor, para as vizinhanças de solda determina o gradiente térmico da junta. Esta difusão é governada pelas propriedades físicas do metal base: condutividade térmica, densidade, calor específico.

2.6. Processo de soldagem TIG (GTAW)

2.6.1. Descrição e desenvolvimento do processo TIG (GTAW)

No processo de soldagem TIG (GTAW), o calor necessário para efetuar a solda tem origem em um arco elétrico estabelecido entre um eletrodo permanente de tungstênio (W) e a própria peça à soldar.

O arco voltaico se forma em meio a um gás inerte, que tem a função adicional de proteger da oxidação, tanto o eletrodo de tungstênio, quanto o metal fundido, além de facilitar a criação de um caminho ideal para a passagem da corrente de soldagem, STREET (1990).

Este processo foi desenvolvido entre 1930 e 1941, primeiramente para fornecer um processo indicado para soldar o Magnésio (Mg) e o Alumínio (Al), LUCAS (1990) e GERKEN (1995). Desde aquela época, o processo TIG vem evoluindo e hoje é usado para soldar quase todos os metais e suas ligas. Como o eletrodo não se constitui em metal

aporte, a necessidade de adicioná-lo, depende basicamente da forma e do tamanho da junta, além da finalidade da mesma. Em casos específicos, este metal de adição é usado apenas como metal aporte para recompor áreas de excessivo desgaste.

Hobart e Deves foram os primeiros pesquisadores a soldarem com um arco elétrico entre um eletrodo não consumível de tungstênio (W) e um metal base, em uma câmara preenchida com gás inerte), LUCAS (1990) e GERKEN (1995). Naquela ocasião foi emitida uma patente deste novo processo de soldagem. Suas experiências foram realizadas com argônio (Ar) e com hélio (He) como gases de proteção, mas o processo não foi utilizado comercialmente, devido ao custo demasiadamente elevado do gás inerte. Em 1941, Russel Meredith e V. H. Pavlecka desenvolveram a primeira tocha prática, capaz de fixar um eletrodo de tungstênio (W) e, ao mesmo tempo, fornecer um gás inerte para proteger a poça de fusão, o eletrodo e o metal base adjacente à poça fundida [2,3]. O gás inerte foi alimentado através de um bocal que envolvia o eletrodo de tungstênio (W), fornecendo um meio adequado para proteger o arco voltaico quando este era movido ao longo da junta soldada.

Embora o processo tenha se desenvolvido com o gás hélio (He), o argônio (Ar) logo transformou-se no gás de proteção mais usado, por causa de sua característica de boa estabilidade do arco voltaico e menor custo.

2.6.2. Processo de soldagem

Soldagem com eletrodo de tungstênio (W) protegido por gás inerte é um processo onde a coalescência dos metais é produzida pelo calor de um arco entre um eletrodo não consumível de tungstênio (W) e a peça. A proteção do eletrodo e da zona de fusão é conseguida com a utilização de gases inertes, tais como o argônio (Ar) e o hélio (He). Um tubo de contato conduz corrente da fonte de soldagem ao eletrodo não consumível. Este normalmente é resfriado à água, evitando assim, o sobreaquecimento. Para soldagem de topo de placas finas, metais aporte são normalmente desnecessários (soldagem autógena). Desde que gases inertes, tais como argônio (Ar) e hélio (He) são utilizados como gases de proteção, o processo é algumas vezes chamado de soldagem TIG (“Tungsten inert gas”).

No processo GTAW (“Gas Tungsten Arc Welding”) pode-se utilizar eletrodo de tungstênio (W) puro, ou com 1 – 2% de tória (óxido de tório). Eletrodos torinados tem

maior emissividade eletrônica, conduzem mais facilmente a corrente e apresentam maior resistência à contaminação do que eletrodos de tungstênio puro. Devido a isto, o arco é mais estável e mais fácil de iniciar com este tipo de eletrodo.

Ambos argônio e hélio têm sido extensivamente utilizados no processo GTAW. O potencial de ionização destes gases são respectivamente 15,7 e 24,5 eV, e desde que é mais fácil ionizar argônio do que hélio, a abertura torna-se mais fácil, ao mesmo tempo que a queda de tensão ao longo do arco é menor com este gás. Adicionalmente, desde que argônio é mais pesado do que hélio, ele oferece uma melhor proteção, oferecendo também uma melhor resistência à sopros magnéticos no arco. Com CC direta ou CA, o argônio oferece um efeito de limpeza catódica maior do que o hélio. Todas estas vantagens somadas ao baixo custo relativo deste gás fazem com que ele se torne mais atrativo para uso em GTAW do que o hélio.

Por causa da grande queda em tensão ao longo do arco com hélio, altos aportes térmicos e grande sensibilidade à variações no comprimento do arco podem ser obtidos com a utilização deste gás. Utilizando-se argônio, torna-se possível soldar seções mais espessas e utilizar altas velocidades de soldagem. Utilizando hélio, por outro lado, torna-se possível um melhor controle do comprimento do arco durante soldagens GTAW automática.

O processo GTAW é preferido em soldagens de peças finas por causa do seu limitado aporte térmico. A taxa de alimentação de metal aporte é algumas vezes independente da corrente de soldagem, permitindo assim variações na fusão relativa do metal base e do metal aporte. Desta forma, o controle de diluição e do aporte térmico para a solda podem ser obtidos sem mudar o tamanho do cordão de solda. O processo também pode ser utilizado para soldagem de chapas finas por pura fusão (sem metal de adição). Sendo este um processo muito limpo, ele pode ser utilizado para soldagens de metais reativos, tais como o titânio e o zircônio, ou metais que formam óxidos refratários, tais como alumínio e magnésio. A desvantagem do processo é entretanto sua baixa taxa de deposição que se deve a limitação de corrente, pois excessivas correntes poderiam causar a fusão do eletrodo resultando em inclusões frágeis de tungstênio na poça de fusão. Recentemente, arames de adição pré-aquecidos (GTAW com arame quente) tem sido utilizados e tem aumentado consideravelmente a taxa de deposição deste processo.

2.6.3. Vantagens e desvantagens

A principal vantagem do processo GTAW é que as soldas de qualidade elevada podem ser realizadas em quase todos os metais e ligas soldáveis, excetuam-se as ligas de ponto de fusão muito baixo. Uma outra vantagem é que o metal aporte pode ser adicionado à poça de fusão independentemente da corrente do arco, por se tratar de um processo com eletrodo não consumível.

As soldas realizadas por este processo são limpas (isenta de respingos), livres de resíduos ou escória, e freqüentemente não requerem nenhum tratamento pós-soldagem, mesmo quando usadas para a deposição de metal aporte.

A principal desvantagem do processo GTAW com alimentação manual, é sua baixa taxa de deposição do metal aporte.

Outras desvantagens são: requer maior habilidade do soldador em soldagens manuais e é, geralmente, de maior custo quando comparado aos outros processos de soldagem à arco.

3. Metodologia: Analisando a junta soldada e o procedimento de soldagem

3.1. Metodologia experimental de base

A metodologia básica aplicada à este trabalho, consiste em uma comparação direta entre as propriedades físico-químicas do metal base, as propriedades físico-químicas da junta soldada obtida pela aplicação do procedimento desenvolvido pela Petrobrás e as propriedades físico-químicas da junta soldada obtida pela aplicação da hipótese de procedimento desenvolvido à partir dos preceitos definidos na análise realizada neste trabalho.

Será formulada apenas uma hipótese de procedimento de soldagem para comparação, hipótese esta definida a partir dos conceitos vistos na revisão teórica e desenvolvida através do método hipotético-dedutivo.

O método hipotético-dedutivo parte de um problema, ao qual se oferece uma espécie de hipótese de solução, passando então, a criticá-la após sua implementação, esta crítica gera novas hipóteses visando a eliminação dos erros detectados, se renovando a si mesma e se retro-alimentando, com isso ajustando o modelo hipotético, segundo LAKATOS e MARCONI (1985), conforme observado no esquema da figura 3.1.

3.1.1. Etapas do método hipotético-dedutivo.

Para apud POPPER (1975), as etapas do processo investigatório no método hipotético-dedutivo são as seguintes:

- a. *Problema*; que surge, em geral, de conflitos ante expectativas e teorias existentes;

- b. *solução proposta consistindo numa conjectura (nova teoria)*; dedução de conseqüências na forma de proposições passíveis de teste;
- c. *testes de falseamento*: tentativas de refutação, entre outros meios, pela observação e experimentação.

Se a hipótese não supera os testes, estará falseada, refutada, e exige nova reformulação do problema e da hipótese, que, se superar os testes rigorosos, estará corroborada, confirmada provisoriamente, não definitivamente como querem os indutivistas.

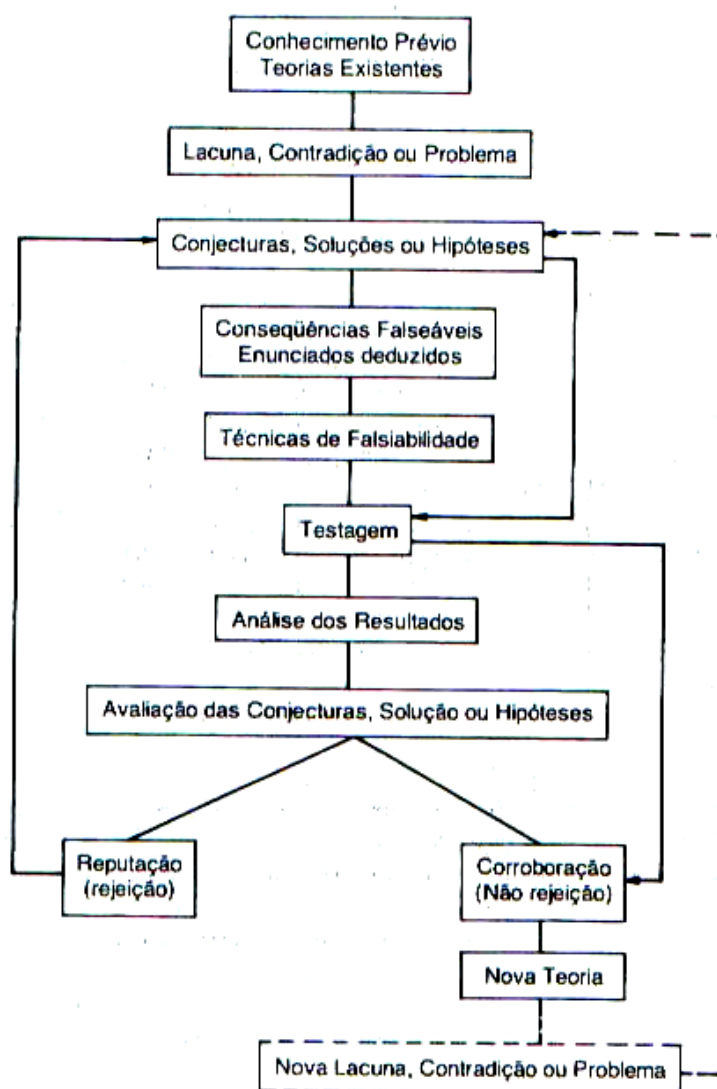


Figura 3.1 – Esquema do método hipotético-dedutivo segundo Popper

Fonte: LAKATOS e MARCONI (1985)

Para apud BUNGE (1974), as etapas do método hipotético-dedutivo são as seguintes:

a. Colocação do problema:

- Reconhecimento dos fatos – exame, classificação preliminar e seleção dos fatos que, com maior probabilidade, são relevantes no que respeita algum aspecto;
- Descoberta do problema – encontro de lacunas ou incoerências no saber existente;
- Formulação do problema – colocação de uma questão que tenha alguma probabilidade de ser correta; em outras palavras, redução do problema a um núcleo significativo, com probabilidades de ser solucionado e de apresentar-se frutífero, com o auxílio do conhecimento disponível.

b. Construção de um modelo teórico:

- Seleção dos fatores pertinentes – invenção de suposições plausíveis que se relacionem a variáveis supostamente pertinentes;
- Invenção das hipóteses centrais e das suposições auxiliares – proposta de um conjunto de suposições que sejam concernentes e supostos nexos entre as variáveis (por exemplo, enunciados de leis que se espera possam amoldar-se aos fatos ou fenômenos observados).

c. Dedução de conseqüências particulares:

- Procura de suportes racionais – dedução de conseqüências particulares que, no mesmo campo, ou campos contíguos, possam ter sido verificadas;
- Procura de suportes empíricos – tendo em vista as verificações disponíveis ou concebíveis, elaboração de predições ou retrodições, tendo por base o modelo teórico e dados empíricos.

d. Teste das hipóteses:

- Esboço da prova – planejamento dos meios para pôr à prova as predições e retrodições; determinação tanto das observações, medições, experimentos quanto das demais operações instrumentais;

- Execução da prova – realização das operações planejadas e nova coleta de dados;
- Elaboração dos dados – procedimentos de classificação, análise, redução e outros, referentes aos dados empíricos coletados;
- Inferência da conclusão – à luz do modelo teórico, interpretação dos dados já elaborados.

e. Adição ou inclusão das conclusões na teoria:

- Comparação das conclusões com as previsões e retrodições – contraste dos resultados da prova com as consequências deduzidas do modelo teórico, precisando o grau em que este pode, agora, ser considerado confirmado ou não (inferência provável);
- Reajuste do modelo – caso necessário, eventual correção ou reajuste do modelo;
- Sugestões para trabalhos posteriores – caso o modelo não tenha sido confirmado, procura dos erros ou na teoria ou nos procedimentos empíricos; caso contrário – confirmação - , exame de possíveis extensões ou desdobramentos, inclusive em outras áreas do saber.

3.2. Procedimento para identificação dos parâmetros essenciais

Para identificarmos os parâmetros de soldagem essenciais para a definição de um procedimento que visa à atender aos requisitos impostos pela natureza da soldabilidade do aço C-Cr-Mo revestido de alumínio, lançamos mão de um método de análise chamado SWING. Este método se baseia em 3 importantes ferramentas utilizadas na concepção de produtos e processos: análise funcional, o desdobramento da função qualidade e a análise de valor.

Através deste método conseguimos definir as especificações funcionais e as especificações tecnológicas do sistema estudado, o que vai possibilitar o cruzamento com as definições e premissas descritas no capítulo anterior.

3.2.1. Especificações funcionais

A análise funcional se divide em 4 etapas:

- a. Definição da situação de vida
- b. Pesquisa do ambiente
- c. Busca dos serviços prestados
- d. Definição do valor de serviço

3.2.2. Especificações tecnológicas

A análise tecnológica se divide em 4 outras etapas:

- a. Busca de princípios
- b. Decomposição funcional
- c. Busca do justo necessário
- d. Avaliação técnico-econômica

3.2.3. Análise funcional da junta soldada genérica

3.2.3.1. Definição da situação da vida do sistema

A definição da situação da vida do sistema serve para posicioná-lo diante do ambiente em que ele deve funcionar, figura 3.1.

Entradas:

- Metal base: tubo de aço C 5% Cr - 0,5% Mo com revestimento de alumínio de acordo com o processo de “alonização” (difusão com vapor de alumínio).
- Condições de utilização: Ambiente de refinaria de petróleo altamente corrosivo, sendo os seguintes agentes corrosivos: compostos de enxofre, ácidos naftênicos e CO₂ e temperatura de serviço elevados.

Saída:

- Junta soldada compatível com as necessidades impostas pelas condições e ambiente de utilização estudados no capítulo anterior.

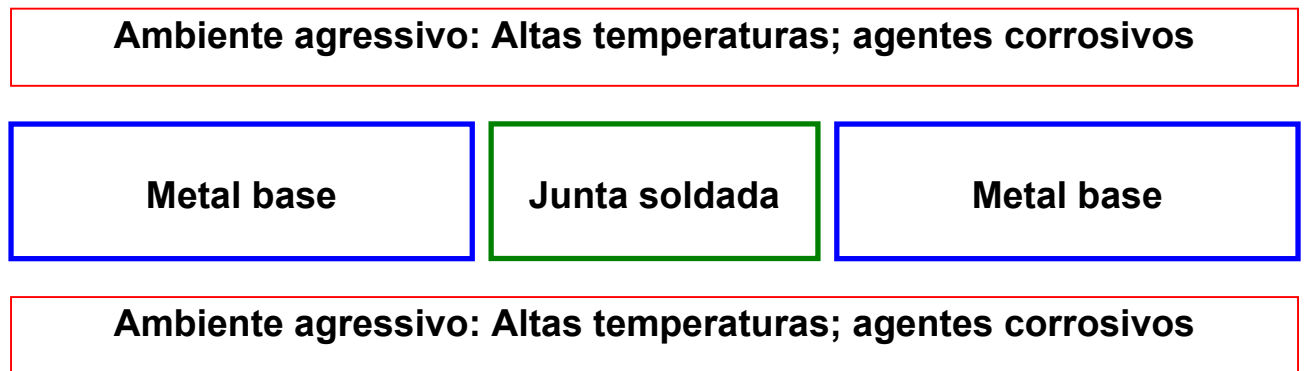


Figura 3.2 – Representação esquemática da situação da vida do sistema

3.2.3.2. Pesquisa do ambiente

A pesquisa do ambiente age no intuito de identificar a função principal do sistema estudado, e também, identificar as funções que condicionam o funcionamento do sistema descrito na função principal, figura 3.2.

- Função principal (FP): A junta soldada deve unir o metal de base 1 (tubo) ao metal de base 2 (tubo), sendo os metais de base 1 e 2 iguais.
- Função condição (FC): A junta soldada deve atender as condições e ambiente de utilização.

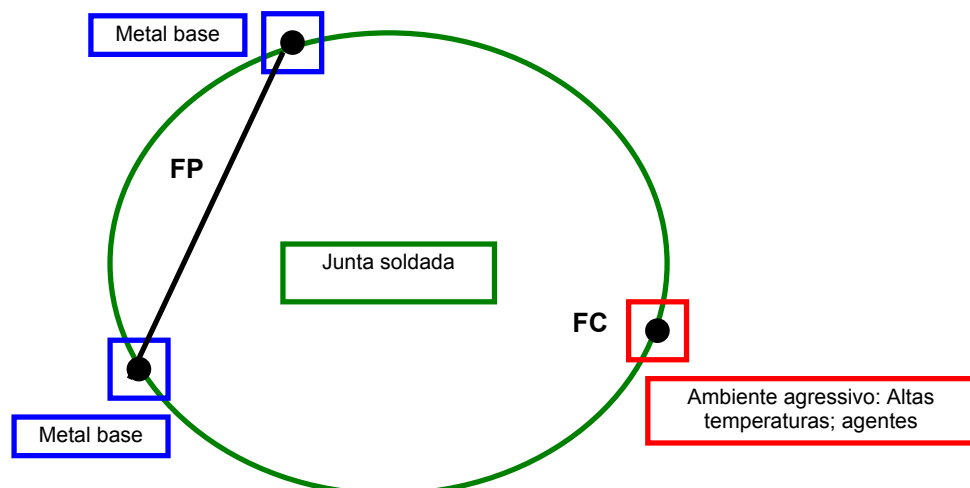


Figura 3.3 – Representação esquemática do ambiente onde está inserido o sistema estudado

3.2.3.3. Busca dos serviços prestados

A análise para a busca dos serviços prestados serve para relacionar a função do sistema com sua aplicação direta, justificando sua existência, figura 3.4.

- *Para que serve a função principal?*
 - Para transportar produtos petroquímicos em processamento.
 - Para permitir o processamento do petróleo.
- *Por que é necessária a função principal?*
 - Porque o transporte é necessário ao processamento.
 - Porque é o método de transporte escolhido.
- *Quais são os critérios inerentes ao sistema, necessários para atender à função condição?*
 - Princípios mecânicos: resistência mecânica, tenacidade, dureza.
 - Princípios químicos: composição química na junta soldada, resistência à corrosão.
 - Princípios térmicos: resistência à temperatura de trabalho.

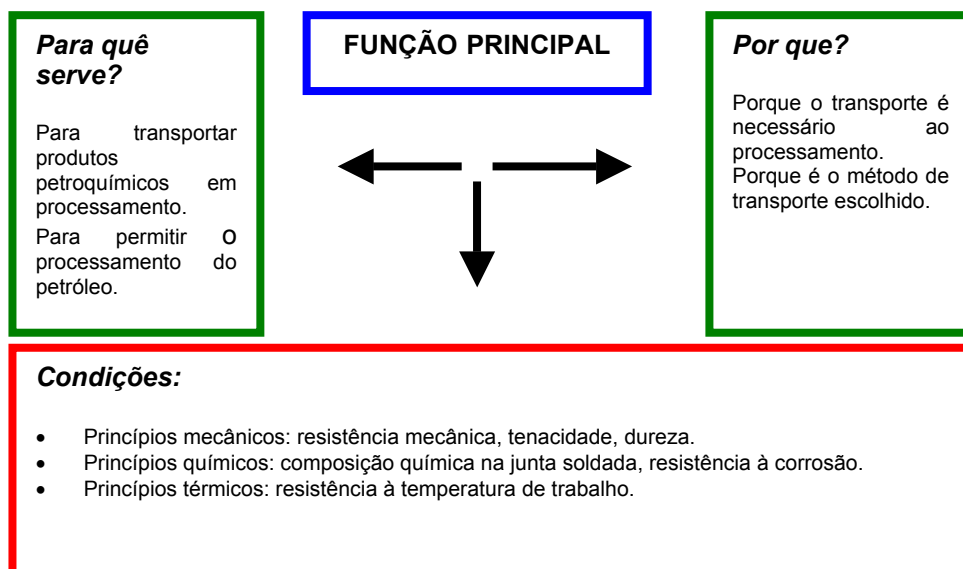


Figura 3.4 – Representação esquemática da busca dos serviços prestados pelo sistema

3.2.3.4. Definição do valor de serviço

Esta análise visa valorizar as funções com elementos mensuráveis, que possa caracterizá-la de maneira a poder tomar uma base de comparação concreta.

Unir:

- Com resistência mecânica igual ou maior que o material de base.
- Com tenacidade igual ou maior que o material de base.
- Com dureza adequada à utilização.
- Com composição química adequada à utilização.
- Com resistência à corrosão igual ou maior que o material de base.
- Com resistência à temperatura de trabalho igual ou maior que o material de base.

3.2.4. Análise tecnológica da junta soldada genérica.

3.2.4.1. Busca de princípios

Este está pré-definido sendo o próprio objeto do estudo: União por solda e conseqüente soldabilidade do metal base.

3.2.4.2. Decomposição funcional

A decomposição funcional visa desmembrar a função principal de maneira que se possa identificar precisamente os elementos importantes e os secundários, e tratá-los da melhor maneira para o melhor funcionamento do sistema.

Função de contato dos componentes:

- Ligação física entre metal base e zona fundida (metalurgia).

Função do fluxo principal do sistema:

- Ligação física entre metal base e zona fundida (metalurgia).

Função do fluxo de concepção:

- União por soldagem.

3.2.4.3. Busca do justo necessário

A busca do justo necessário visa sintetizar o desenvolvimento, procurando aglutinar somente os elementos que agregam valor ao sistema, e com isso otimizá-lo.

Ligação física entre metal base e zona fundida:

- Definição da resistência mecânica.
- Definição da tenacidade.
- Definição da dureza.
- Definição da composição química.
- Definição da resistência à corrosão.
- Definição da resistência à temperatura de trabalho.

União por soldagem:

- Definição do metal de aporte.
- Definição do processo de soldagem mais adequado.
- Definição das dimensões do metal de aporte.
- Definição da quantidade de passes de soldagem.
- Definição do aporte térmico.
- Definição da corrente de soldagem.
- Definição da tensão de soldagem.
- Definição da velocidade de soldagem.
- Definição da polaridade de soldagem.
- Definição da atmosfera de proteção
- Definição da temperatura de pré-aquecimento.
- Definição da temperatura de interpasse.
- Definição do tratamento do pós-aquecimento.
- Definição da posição de soldagem.
- Definição do tipo de chanfro do metal de base.

3.2.4.4. Avaliação técnico-econômica.

Este último item não é levado em consideração neste estudo, pois tratamos da questão absolutamente técnica do sistema envolvido.

3.3. Procedimento para levantamento da hipótese de otimização do processo Petrobrás.

O procedimento consiste em relacionar os dados, informações e recomendações obtidos na revisão da teoria com os elementos definidos no procedimento Petrobrás, para isso nos pautamos nos parâmetros essenciais identificados na seção 3.2 deste trabalho.

O metal base foi amplamente estudado, e suas características estão descritas no capítulo 2, somente nesta pesquisa será feita a caracterização e verificação do teor de alumínio difundido no aço C Cr Mo.

Os parâmetros de soldagem definidos no procedimento adotado pela Petrobrás estão descritos abaixo:

O procedimento PS-IE-0014 de 21/12/1999 Ver. 03 especifica os seguintes parâmetros para a soldagem dos tubos de aço revestidos de alumínio.

Tabela 3.1 – Parâmetros definidos no procedimento de soldagem Petrobrás para aços 5%Cr- 0,5%Mo revestidos de alumínio

<i>Processo de soldagem</i>	TIG		
<i>Desenho da junta</i>	Chanfro V 45° convencional		
<i>Metal base</i>	Aço liga 5% Cr –0,5% Mo (aluminizado)	Diâmetro externo 120 mm	Espessura 10 mm
<i>Metal aporte</i>	Raiz: AWS ER317 2,4 mm	Enchimento: AWS ER502 2,4 mm	Cobertura: AWS ER317 2,4 mm
<i>Gás proteção</i>	Argônio		Vazão: ?
<i>Pré-aquecimento</i>	200°C		
<i>Interpasse</i>	250°C		
<i>Pós-aquecimento</i>	300°C		Tempo: 0,4h
<i>Polaridade</i>	CC- (direta)		
<i>Tensão (*)</i>	Raiz: 10 – 12V	Enchimento: 18 – 26V	Cobertura: 10 – 12V
<i>Corrente</i>	Raiz: 80 – 90A	Enchimento: 90 – 100A	Cobertura: 80 – 90A
<i>Velocidade (*)</i>	Raiz: 3,6 cm/min	Enchimento: 6,0 cm/min	Cobertura: 3,6 cm/min
<i>Técnicas de soldagem</i>	Não específica oscilação de soldagem durante o processo		
	Orifício de bico 6mm		
	Limpeza inicial e interpases com escova de aço		
	Múltiplos passes		
	Fluxo de argônio interno ao tubo para o passe de raiz		
	Posição de soldagem não definida		

() caráter orientativo, já que o processo é manual*

Abaixo, figura 3.5, é apresentado o esquema de preparação da junta de soldagem pelo procedimento Petrobrás.

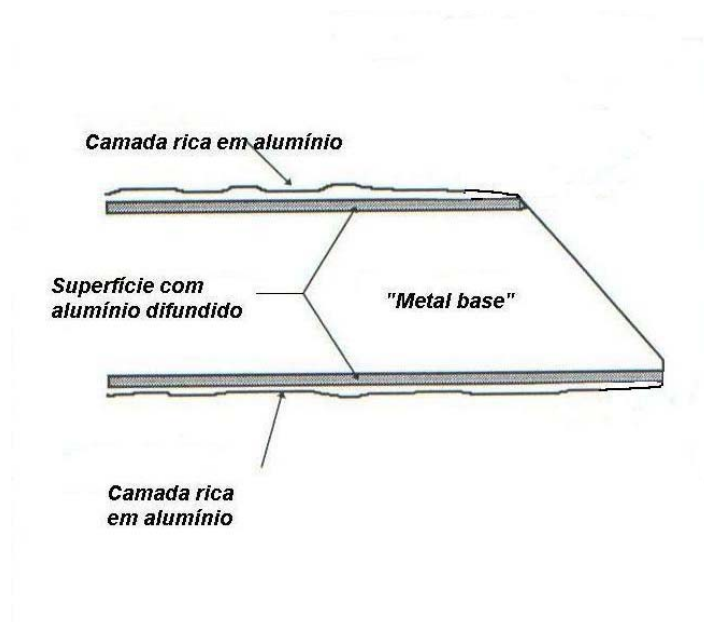


Figura 3.5 – Preparação de chanfro usada na junta de soldagem pelo procedimento Petrobrás

A soldagem foi realizada por soldador qualificado na própria Petrobrás, os parâmetros reais de soldagem, bem como fotos relativas à execução do procedimento serão apresentadas na análise do capítulo 4.

Realizando uma correlação direta com as características essenciais definidas na seção 3.2., podemos criticar este procedimento da seguinte maneira:

Tabela 3.2 – Síntese da crítica referente ao processo de soldagem adotado pela Petrobrás

Parâmetros	Críticas
<i>Metal de aporte</i>	Foi escolhido um aço inoxidável austenítico, ER317, para os passes de cobertura e um material similar ao metal base para o enchimento, conforme recomenda a literatura. De acordo com a revisão teórica seção 2.4, não se explicita claramente a recomendação de utilização da liga ER317 como metal aporte nos passes de raiz e cobertura, recomenda-se aço inoxidável austenítico de uma maneira geral e em casos particulares ligas de composição química similares como: ER308, ER312 e ER316, para o passe de enchimento, a liga ER502 possui composição similar ao metal base, por estas razões consideramos acertada a definição do procedimento atual, e não é recomendável sua alteração.
<i>Processo de soldagem mais adequado</i>	O processo TIG está de acordo com as necessidades descritas e estudadas no capítulo 2. Como comparação os aços 5%Cr 0,5%Mo revestidos de alumínio podem ter sua base de definição para o processo de soldagem comparadas à dos aços martensíticos, pois em

	ambos os casos, a fragilidade da estrutura deve ser considerada como um fator primordial para evitar a falha da junta soldada, portanto um processo de considerado baixo aporte térmico deve ser considerado, por esta razão consideramos acertada a definição do procedimento atual, e não é recomendável sua alteração.
<i>Dimensões do metal aporte</i>	O diâmetro do metal aporte definido é compatível com as necessidades de definição de corrente do processo em princípio, e por esta razão não é recomendada sua alteração neste momento.
<i>Quantidade de passes de soldagem</i>	Não define uma quantidade precisa, este é necessário para estudarmos o fenômeno da diluição que é muito importante neste processo, e também avaliar a influência dos diversos ciclos térmicos impostos à junta soldada sobre a estrutura final da junta, conforme descrito na seção 2.6. Recomenda-se, portanto, definir claramente a quantidade de passes que são executados durante o processo, quantidade de passes na raiz da junta soldada, quantidade de passes no enchimento e quantidade de passes na cobertura.
<i>Aporte térmico</i>	Foram definidos todos os parâmetros necessários para calcular o aporte térmico, porém este não está definido explicitamente no procedimento, porém sua necessidade é questionável. Os parâmetros definidos no procedimento Petrobrás são coerentes com o que recomenda a literatura, apesar desta última não se expressar claramente, se limitando a preconizar um baixo aporte térmico para a soldagem desta matéria-prima. Mediante estes fatos recomendamos não alterar, por ora, esta parametrização.
<i>Corrente de soldagem</i>	
<i>Tensão de soldagem</i>	
<i>Velocidade de soldagem</i>	
<i>Polaridade de soldagem</i>	Definida conforme recomendado na literatura, a importância da polaridade neste procedimento é evitar a grande penetração de solda e com isso minimizar os efeitos nocivos da possível diluição excessiva e conseqüente contaminação da poça de fusão com alumínio, fragilizando a junta soldada.
<i>Atmosfera de proteção</i>	Não está definido a vazão de gás para a proteção, um erro neste pode vir a acarretar sérios danos ao processo. Portanto é recomendável defini-la, seja para oficina e campo.
<i>Temperatura de pré-aquecimento</i>	A temperatura recomendada pela literatura é da ordem de 315°C, porém a própria literatura reconhece ser impraticável esta recomendação, WELDING HANDBOOK (1966), e ainda, reconhece que temperaturas de pré-aquecimento acima de 150°C já evitam as trincas de solidificação, seção 2.5. Mediante estes fatos a preconização da Petrobrás é considerada coerente, e não é recomendado sua alteração, por ora.
<i>Temperatura de interpasse</i>	Para não influenciar no resultado da estrutura da junta soldada a temperatura de interpasse deve ser mantida acima da temperatura de pré-aquecimento, por vezes o aporte térmico garante a manutenção desta temperatura, e por vezes é necessário promover o reaquecimento da junta para dar continuidade ao procedimento. Visto que o procedimento da Petrobrás define uma temperatura de interpasse superior a de pré-aquecimento, e que esta ainda está coerente com a recomendação da literatura, não é viável a alteração deste parâmetro.
<i>Tratamento de pós-aquecimento</i>	A literatura pesquisada descreve duas alternativas para o tratamento de pós-aquecimento da junta soldada para este tipo de material, porém em ambos os casos a execução de alta complexidade: a

	primeira alternativa, e a considerada ideal, é a execução de um tratamento térmico de recozimento após soldagem, com aquecimento à temperatura de 850°C e resfriamento lento a uma taxa de 100°C/h; a segunda alternativa, é um tratamento de alívio de tensões com aquecimento à temperaturas na ordem de 750°C durante 4h. Mediante a impraticabilidade do tratamento de pós-aquecimento recomendado pela literatura, decidimos manter a parametrização definida pela Petrobrás, portanto não recomendamos sua alteração.
<i>Posição de soldagem</i>	A definição deste parâmetro não é de suma importância para nosso trabalho, porém é recomendável indicar a posição de soldagem visando a orientação do soldador, vale ressaltar que para procedimentos em campo, este deve possibilitar a soldagem em qualquer posição, garantindo o desempenho da junta soldada..
<i>Tipo de chanfro do metal de base</i>	Não está de acordo com a recomendação da literatura, diria que devido às circunstâncias deste processo, este é um dos itens mais importantes para o sucesso deste procedimento, pois o alumínio presente no metal base, sobretudo em sua superfície, através do processo de diluição na soldagem, pode vir à contaminar a poça de fusão, e com isso fragilizar a junta soldada. A literatura, de maneira geral, preconiza que a junta à ser soldada esteja livre de alumínio, utilizando-se para isso a preparação da junta, usinando a superfície do metal base à uma profundidade onde o teor de alumínio na liga seja inferior à 4%. Recomenda-se, portanto, que este parâmetro seja alterado no procedimento Petrobrás.

Com essa breve comparação notamos que há uma quantidade razoável de inconsistências na definição deste procedimento de soldagem, e que este deve ser completado.

3.4. Procedimento de teste das hipóteses

Conforme vimos no item 3.2., as seguintes propriedades físicas e químicas garantem a união entre o metal base e a zona fundida: resistência mecânica, tenacidade, dureza, composição química, resistência à corrosão, resistência à temperatura de trabalho.

Como nosso trabalho é voltado para a soldabilidade do material, e esta é relacionada diretamente com suas propriedades mecânicas após o procedimento de soldagem, as duas últimas propriedades foram excluídas do escopo da análise, corrosão e temperatura, ficando portanto, como elementos de comparação: a resistência mecânica, avaliada através do ensaio de tração; a tenacidade, avaliada através do ensaio de

impacto; a microestrutura, avaliada através de ensaio metalográfico; e a composição química resultante, avaliada através de EDS no MEV.

3.4.1. Ensaio de tração

Segundo ASTM A370-77, o ensaio de tração consiste de uma ensaio mecânico que sujeita um corpo de prova usinado à uma carga suficiente para provocar sua ruptura.

Segundo SOUZA (1982), o ensaio de tração consiste na aplicação de uma carga sobre um corpo sólido, que promove a deformação do material na direção da aplicação desta carga. O ensaio é realizado em corpo de prova de formas e dimensões padronizadas, para que os resultados obtidos possam ser comparados. Este corpo de prova é fixado em uma máquina de ensaio que o submete a uma carga axial crescente.

Propriedades mecânicas avaliadas pelo ensaio de tração:

- Limite de resistência ao escoamento - tensão onde o material apresenta o fenômeno da descontinuidade de escoamento ou quando este perde sua proporcionalidade tensão-deformação (zona de deformação elástica) regida pela lei de Hooke, segundo ASTM E6-89.
- Limite de resistência à tração - tensão máxima a qual um material é capaz de sustentar. A resistência à tração é calculada pela carga máxima aplicada em um ensaio de tração, provocando uma ruptura transversal do corpo de prova, segundo ASTM E6-89.
- Dutilidade - capacidade do material de se deformar plasticamente antes de fraturar, é usualmente avaliada pelo alongamento ou redução de área do corpo de prova em um ensaio de tração, segundo ASTM E6-89.

Para a realização da avaliação, foram executados três corpos de prova do tipo 6, onde a junta soldada se encontra no centro da zona útil de teste, conforme figura 3.6.

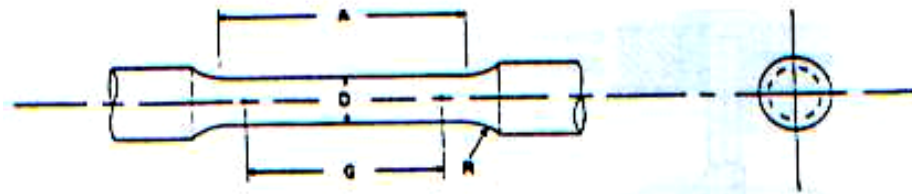


Figura 3.6 – Esquema da forma do corpo de prova padrão

Fonte: ASTM E8M-87

Segundo ASTM E8M-87, as dimensões para o corpo de prova do tipo 6 são as seguintes:

$$G = 30,0 \pm 0,1 \text{ mm}$$

$$D = 6,0 \pm 0,1 \text{ mm}$$

$$R = 6 \text{ mm}$$

$$A = 36 \text{ mm}$$

A figura 3.7 abaixo, esquematiza como o corpo de prova foi retirado em relação ao tubo em questão.

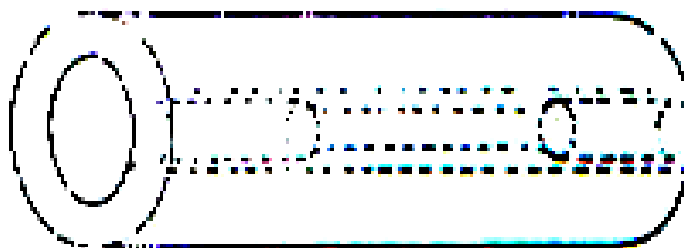


Figura 3.7 – Esquema da região de onde foi retirado o corpo de prova

Fonte: ASTM E8M-87

Para o ensaio é utilizado uma máquina universal de ensaios da marca EMIC, pertencente ao laboratório de materiais e tratamentos superficiais (LAMATS) da Universidade Federal do Paraná.

3.4.2. Ensaio de impacto

Segundo ASTM A370-77, é um teste dinâmico no qual um corpo de prova é usinado e entalhado, este corpo de prova é impactado por um martelo especialmente

desenhado para este teste, provocando a ruptura do material. A energia necessária para provocar esta ruptura é calculada pela máquina de ensaio.

Segundo SOUZA (1982), o ensaio de impacto mede a tendência de um material de se comportar de maneira frágil. O corpo de prova padronizado é provido de um entalhe que localiza o ponto de ruptura e produz o estado triaxial de tensões quando este é submetido à uma flexão por impacto produzida por um martelo pendular. A energia absorvida pelo corpo de prova para se deformar e romper, é medida pela diferença entre a altura atingida pelo martelo antes e após o impacto, multiplicado pelo peso do martelo (energia potencial). O resultado do ensaio é apenas uma medida da energia absorvida e não fornece indicações seguras sobre o comportamento do material aos choques em geral.

Propriedades mecânicas avaliadas pelo ensaio de impacto:

- Tenacidade - capacidade do material de absorver energia antes de fraturar, é usualmente avaliado, de forma qualitativa, pelo ensaio de impacto, através da comparação direta de resultados, segundo ASTM A370-77.

Para a realização da avaliação, foram executados 3 corpos de prova de dimensão 7,5x10 mm, conforme indicado com um círculo na figura 3.8, onde a junta soldada se encontra na região do entalhe.

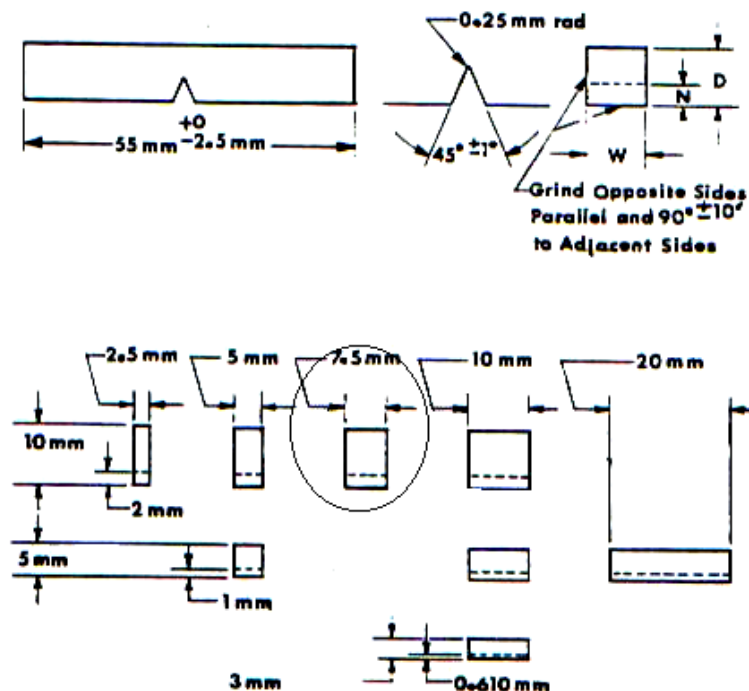


Figura 3.8 – Esquema da forma do corpo de prova padrão para o ensaio de impacto

Fonte: ASTM E23-96

Para o ensaio é utilizado um pêndulo mecânico, pertencente ao laboratório de materiais e tratamentos superficiais (LAMATS) da Universidade Federal do Paraná.

3.4.3. Ensaio metalográfico

Segundo FAZANO (1980), o exame metalográfico procura relacionar a estrutura íntima do material às suas propriedades físicas, ao processo de fabricação, ao desempenho das suas funções, etc. Pode ser:

- Macrográfico
- Micrográfico

Macrografia.

Consiste no exame do aspecto de uma superfície plana seccionada de uma peça ou amostra metálica, devidamente polida e atacada por um reagente adequado. Por seu intermédio tem-se uma idéia do conjunto, referente à homogeneidade do material, à distribuição e natureza de falhas, impurezas e ao processo de fabricação. Para a

micrografia o aço é o material de maior interesse. Algumas das heterogeneidades mais comuns nos aços são os seguintes:

- Vazio, causado pelo resfriamento irregular;
- Segregação, causada pelas impurezas e outros componentes de liga;
- Dendritas, formação de grão de vários tamanhos;
- Trincas, devido às tensões devidas no resfriamento.

Micrografia.

Consiste no estudo dos produtos metalúrgicos, com o auxílio do microscópio ótico e do microscópio eletrônico de varredura (MEV), permitindo observar e identificar a granulação do material, a natureza, forma, quantidade e distribuição dos diversos constituintes ou de certas inclusões, etc. Estas observações são de grande utilidade prática.

A técnica macro e micrográfica.

Um primeiro passo consiste em saber qual o fim visado e o que se deseja obter. Para isso necessita-se de uma amostra escolhida e preparada com critério, conforme figura 3.9. A técnica de preparo de uma amostra metalográfica abrange basicamente três partes distintas:

- a. preparação de uma superfície plana e polida
- b. ataque, figuras 3.10, 3.11, 3.12
- c. observação através de um instrumento ótico

Foram utilizados ataques nos corpos de prova com os seguintes reagentes:

- Nital 2%, tempo de exposição de 60s, para análise do metal base;
- Reativo de Vilella, tempo de exposição de 60s, para análise do metal aporte.

Para o ensaio é utilizado um microscópio ótico da marca Nikon, pertencente ao laboratório de materiais e tratamentos superficiais (LAMATS) da Universidade Federal do Paraná.

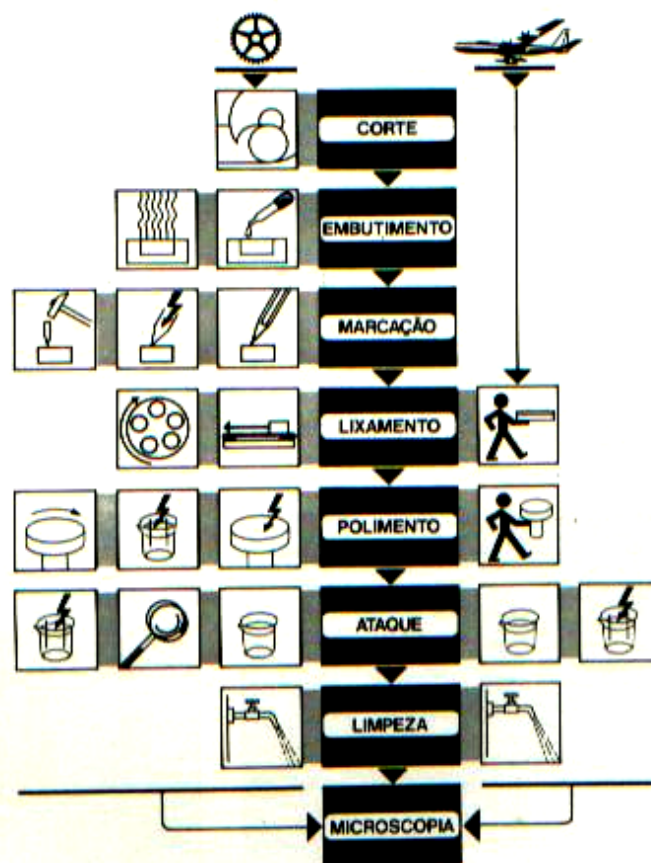


Figura 3.9 – Esquema da seqüência de preparação de uma amostra

Fonte: FAZANO (1980)

	Reativo	Procedimento	Aplicação
1. Macro-Ataque	100 ml H ₂ O dest. 10 à 20 g NaOH	5-15 min a 60-70 °C em maiores concentra- ções atacar à tempera- tura ambiente	Maioria dos tipos de alumínio e ligas
2. Micro-Ataque	a) 80 ml H ₂ O dest. 20 ml H ₂ SO ₄	30 a 180 seg a 70 °C	diferenciação de fases intermetálicas em ligas de Al com Cu-Mn-Fe- Be-Ti,
	b) 25-50 ml CH ₃ OH 95% 25-30ml HCl 25-30 ml HNO ₃ 1 ml HF 40%	10-60 seg a 20 ou 25 °C REATIVO CORROSIVO	Alumínio Puro, ligas Al-Mg-Si
	c) 60 ml H ₂ O dest. 10 g NaOH 5 g K ₃ Fe (CN) ₆	120 seg	Precipitações - Contornos de grãos Ligas Al-Si e Al-Cu
	d) 90 ml H ₂ O dest. 100 ml H ₃ PO ₄	60-180 seg a 50 °C	Alumínio Puro, ligas: Al-Cu, Al-Mu Al-Mg-Si

Figura 3.10 – Recomendações de agente reativo para ataque em Alumínio e ligas

Fonte: FAZANO (1980)

1. Macro-Ataque

Reativo	Procedimento	Aplicação
a) 50 ml HCl 25 ml Sol. Sat. $\text{CuSO}_4 \cdot 5\text{H}_2\text{O}$	60 seg	Aços termo-resistentes e austeníticos Ligas fundidas Fe-Cr-Ni – Nitretação
b) REATIVO OBERHOFFER 500 ml H_2O dist. 500 ml $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 96% 30 g $\text{FeCl}_3 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ 1 g $\text{CuCl}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ 42 ml HCl OBS: observar a ordem de colocação dos reagentes	60 seg Após polimento da superfície da amostra, enxagüa-se com solução de $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH-HCl}$ na proporção de 4:1	Estruturas primárias variação de fases Aços e aços especiais ricos em Fe.
c) IMPRESSÃO DE BAUMANN I. Solução 100 ml H_2O dist. 5 ml H_2SO_4 II. Banho Fixador 6 g $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ 100 ml H_2O dist.	Emprega-se uma folha de papel fotográfico de brometo de prata, com a solução I, que é pressionada sobre a superfície da amostra por 1 a 5 min. Em seguida o papel é limpo em H_2O dist. e imerso na Solução II. Após 5 min enxagüa-se em H_2O destilada e seca-se ao ar	Determinação da distribuição de inclusões de sulfetos. MECANISMOS DA REAÇÃO: $\text{Sulfetos} + \text{H}_2\text{SO}_4 \rightarrow \text{H}_2\text{S}$ O H_2S reage com o AgBr da película fotográfica formando Ag_2S (negro).

Figura 3.11 – Recomendações de agente reativo para macro-ataque em Ferro e ligas

Fonte: FAZANO (1980)

2. Micro-Ataque

Reativo	Procedimento	Aplicação
a) NITAL 90 ml $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 96% 10 ml HNO_3 Concentração variável entre 1-5%	1-5 min Ataque por imersão	maioria dos aços e ferro fundido
b) 100 ml $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 20 ml HCl Concentração variável	5-10 min Possível adição de H_2O_2	aços termo-resistentes, aços Ni-Cr diferenciação entre martensidade cúbica e tetragonal
c) 85 ml $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 96% 1-10 ml HCl 1-5 ml HNO_3	Vários minutos	ligas de aços – Cr contornos de grãos em aços ferramenta tratados termicamente
d) 100 ml H_2O dist. 10 g $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_8$	60 seg Atacar primeiramente com reativo (b)	Ferro puro, aços carbono aços de baixa liga. Realce da: ferrita, martensita, bainita e sorbita, não ataca fosfetos, sulfetos, nitretos e carbetos.
e) REATIVO DE VILELLA 15 ml HNO_3 30 ml HCl 45 ml $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ Concentração variável	60 seg REATIVO CORROSIVO	Aços inox - Cr de alta liga. Ligas fundidas de aços Cr-Ni

Figura 3.12 – Recomendações de agente reativo para micro-ataque em Ferro e ligas

Fonte: FAZANO (1980)

4. Levantando hipóteses, apresentando e discutindo os resultados

4.1. Características do aço revestido de alumínio (alonizado)

4.1.1. Analisando o metal base

O metal base trata-se de um aço C-Cr-Mo, com 5% de Cr e 0,5% Mo, tabela 4.1, este é um tipo de aço bem difundido na indústria petroquímica devido as boas propriedades estruturais, sua composição química básica é a seguinte:

Tabela 4.1 – Composição química básica do aço C 5%Cr 0,5%Mo

C	Mn	Mo	Cr	Si	Ni
0,10%	0,50%	0,50%	5%	0,40%	0,10%

Este aço é revestido superficialmente com alumínio, através do processo conhecido como “alonização”, que consiste no processo de difusão na presença de vapor de Al.

Segundo PAREDES et al. (2002), o metal base antes do processo de alonização apresenta uma microestrutura típica de aço C ferrítico, e a composição da camada após o revestimento segue como base o diagrama de equilíbrio Al – Fe.

4.1.2. Caracterização do aço revestido de alumínio

Na tabela 4.2 encontram-se os resultados da análise química feita sobre amostra retirada do tubo de aço alonizado, e na tabela 2.5 encontram-se as propriedades mecânicas do aço alonizado.

Tabela 4.2 – Composição química de aço Alonizado [%]

C	Mn	Mo	Cr	Ni	Co	Cu	Ti	V	W
0,127	0,424	0,484	5,77	0,0654	<0,050	0,0633	<0,0050	0,00623	<0,050
Si	Sn	Pb	Ca	P	S	Al			
0,391	<0,0050	0,00658	0,00174	0,00916	0,00922	0,0532			

Propriedades mecânicas do aço 5%Cr 0,5%Mo revestido de alumínio

Tabela 4.3 – Propriedades mecânicas do metal base

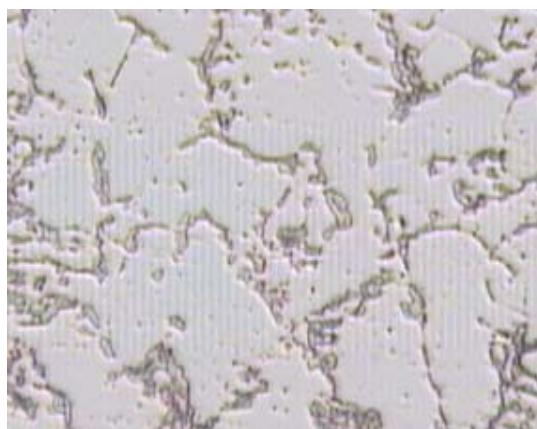
	Tensão máxima (MPa)	Alongamento (%)	Impacto (kgm)
CP1	466,35	31,90	2,80
CP2	463,62	32,93	0,80
CP3	467,14	32,40	0,40

Microestrutura do aço alonizado.

Nas Figura 4.2 (a e b) observa-se a microestrutura do aço carbono utilizado na alonização.



a (100x)



b (400x)

Figura 4.2 – Microestrutura de aço alonizado do metal de base sem presença de alumínio.

Ataque Nital 2%

Na Figura (4.2 a e b) mostra a microestrutura típica de um aço carbono com estrutura ferrítica. A difusão do Al na temperatura de tratamento (930 a 1050°C) até a profundidade de 200μm no substrato de aço é evidenciada na figura 4.3.

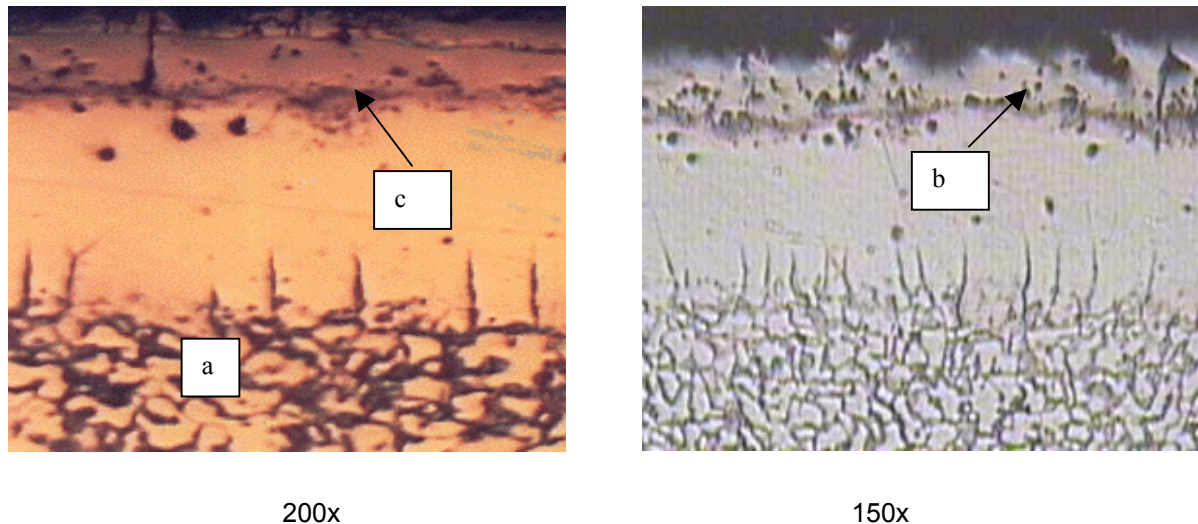
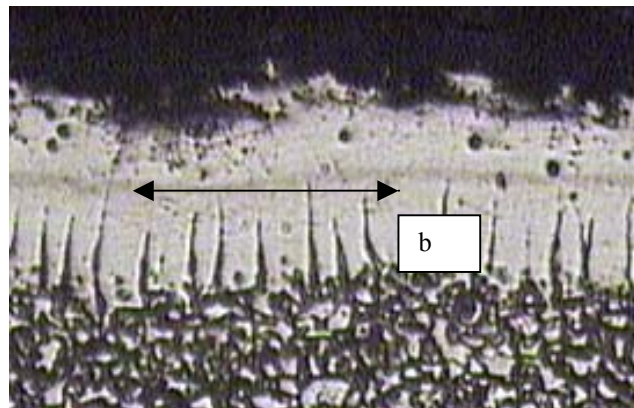


Figura 4.3 – Microestrutura de aço na região alonizada [difusão e formação de intermetálicos Fe/Al, regiões b e c]. Ataque Nital 2%

Nesta microestrutura, figura 4.3 é possível identificar a existência de três regiões: a) a parte inferior corresponde ao metal de base, b) a região não atacada pelo reagente nital (região mais clara) que tem uma espessura aproximada de 140μm e, c) uma região mais escura (também não atacada) de aproximadamente 60μm na superfície do aço. Na figura 4.3 observamos as características da estrutura dos grãos na região onde houve principalmente difusão do Al.

A difusão do Al na temperatura de tratamento (930 a 1050°C) até a profundidade de 200μm no substrato de aço mostrada na figura 4.4, é possível identificar que na microestrutura do aço (metal de base) houve uma mudança de estrutura de grãos poligonais (região b ↔) a colunares com clara direção de crescimento.



150x

Figura 4.4 – Microestrutura da região onde houve formação de grãos poligonais a colunares.

Na observação das figuras 4.3 e 4.4 pode-se observar que existe uma linha mais escura que dá início ao crescimento colunar da região que contém Al difundido com formação de intermetálicos. Destas figuras 4.3 e 4.4, podemos identificar que existe uma característica similar ao fenômeno da alonização no aço inoxidável AISI 304, figura 4.2 onde também existem estas regiões de formação de intermetálicos separadas com uma linha mais escura.

De acordo com os resultados de difração de raios-x pode-se comentar o seguinte.

- região escura na superfície: nesta região temos que o alumínio formou a maior quantidade de intermetálicos Fe/Al provavelmente do tipo $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$, $\text{Fe}_{24}\text{Al}_{76.8}$, FeAl_2 , FeAl , FeAl_5 , Fe_3Al , observa-se que a região é homogênea e continua,
- região mais clara: nesta região temos a presença de alumínio sobre a forma de intermetálicos Fe/Al do tipo Fe_3Al e Fe_2Al , e com alumínio nos contornos de grão do metal de base. Constatando principalmente a presença de Fe e Al em solução sólida.

Isto é reforçado pelo análise EDS realizado no MEV, tabela 4.4, e pode estar relacionado com a maior temperatura e maior concentração de alumínio na superfície de aço o que permite a formação de mais intermetálicos na superfície que na região mais clara.

Na avaliação da quantidade de Al observado através do MEV pode ser observado na tabela 4.4.

Tabela 4.4 – Resultados do análise EDS realizado no MEV.

	Alumínio	Ferro	Outros
Região de medição	% peso	% peso	% peso
Mais clara	28,3	57,7	14,0
Escura	32,2	56,4	11,4

A figura 4.5 apresenta o perfil de dureza obtido na seção transversal onde houve difusão do Al.

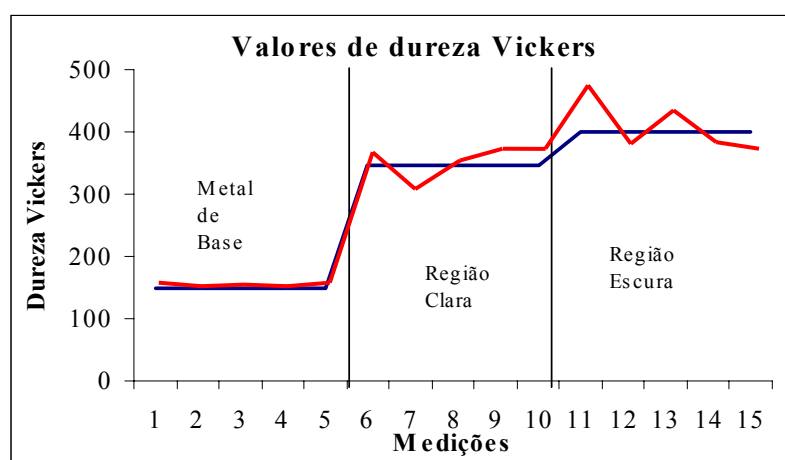


Figura 4.5 – Perfil de dureza na seção transversal onde houve difusão do Al.

Os resultados de dureza observados na figura 4.5, permitem verificar que a região onde foi formada uma camada mais densa de intermetálicos atingiu uma maior dureza, sendo levemente menor onde só tem alumínio difundido. Com a finalidade de conhecer as características de dureza da linha mais escura foi utilizada a técnica de medição Knoop, a figura 4.6 mostra os valores medidos.

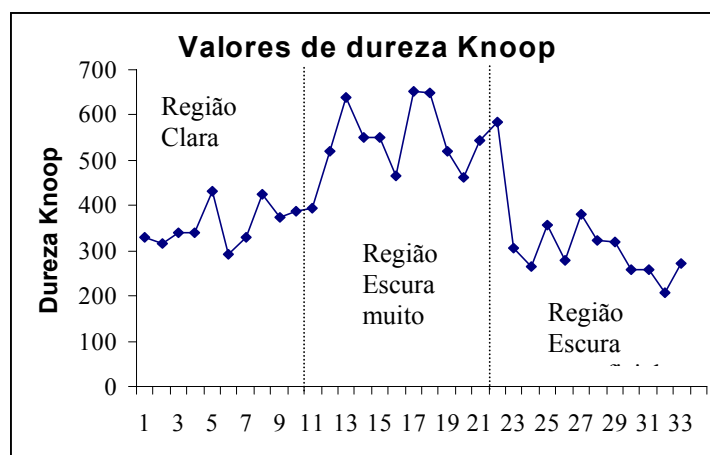


Figura 4.6 – Perfil de dureza nas três regiões – região clara, mais escura e linha escura.

Da análise das medições de dureza Knoop pode-se constatar que a região escura atinge a maior dureza quando comparada com as outras regiões onde houve difusão de Al com formação de intermetálicos. Segundo a literatura na região escura mais fina estaria composta de compostos mais duros e frágeis do tipo Fe_2Al_5 .

Com relação aos revestimento de alumínio depositado pelos processos de aspersão térmica através dos processos a chama oxiacetilênica e arco elétrico, estes se apresentam como uma alternativa para proteger materiais metálicos contra a corrosão naftênica. A proteção pode ser através de proteção por barreira (passiva) ou pela formação de intermetálicos Fe/Al (ativa/metalúrgica). No caso que a proteção seja por barreira, principalmente porque não reage com o ácido naftênico, tem o problema que os revestimentos de Al contém porosidade e a proteção contra a corrosão pelo ácido naftênico poderia não ser eficaz. Na situação que o Al participe através da reação do Al com o Fe, mesmo que exista difusão do Al no aço, é necessário realizar tratamento posterior para permitir maior difusão Al no aço e garantir a formação de intermetálicos FeAl, situação que é impraticável nas instalações de grande porte.

No entanto, pode-se revestir com Al componentes de grande porte e realizar posterior tratamento de refusão do revestimento e facilitar a difusão do Al no aço e do Fe no Al, e garantir um revestimento que atue contra a corrosão do aço pelo ácido naftênico em forma passiva (barreira) e ativa (metalúrgica) pela formação dos intermetálicos Fe/Al. Este procedimento encontra-se na fase de pesquisa básica com excelentes resultados, segundo PAREDES et al (2001).

4.2. Levantando hipóteses de processo

Tomando como base a tabela 3.2, onde fizemos uma análise crítica do procedimento adotado pela Petrobrás para a soldagem do aço 5%Cr-0,5%Mo revestido de alumínio, foi elaborada uma hipótese de procedimento de soldagem com o objetivo de otimizar este procedimento, visando acarretar melhores resultados na estrutura da junta soldada. Segundo a análise desenvolvida, nesta primeira hipótese recomenda-se apenas alterar a forma do chanfro preconizada, visando impedir a contaminação da poça de fusão com o alumínio presente na superfície do metal base, e com isso reduzir o efeito da fragilização na região, e o aparecimento de trincas em serviço.

Tabela 4.5 – Hipótese de procedimento de soldagem

<i>Processo de soldagem</i>	TIG		
<i>Desenho da junta</i>	Chanfro V 45° com usinagem na região de difusão de alumínio, segundo recomendação da literatura e conforme o diagrama abaixo, figura 4.1.		
<i>Metal base</i>	Aço liga 5% Cr –0,5% Mo (alonizado)	Diâmetro externo 120 mm	Espessura 10 mm
<i>Metal aporte</i>	Raiz: AWS ER317 diâmetro: 2,4 mm	Enchimento: AWS ER502 diâmetro: 2,4 mm	Cobertura: AWS ER317 diâmetro: 2,4 mm
<i>Gás proteção</i>	Argônio		Vazão: 13l/min
<i>Pré-aquecimento</i>	200°C		
<i>Interpasse</i>	250°C		
<i>Pós-aquecimento</i>	300°C		Tempo: 0,4h
<i>Polaridade</i>	CC+ (inversa)		
<i>Tensão</i>	Raiz: 10 – 12V	Enchimento: 18 – 26V	Cobertura: 10 – 12V
<i>Corrente</i>	Raiz: 80 – 90A	Enchimento: 90 – 100A	Cobertura: 80 – 90A
<i>Velocidade</i>	Raiz: 3,6 cm/min	Enchimento: 6,0 cm/min	Cobertura: 3,6 cm/min
<i>Técnicas de soldagem</i>	Não específica oscilação de soldagem durante o processo		
	Orifício de bico 6mm		
	Limpeza inicial e interpases com escova de aço		
	1 passe de raiz, 2 passes de enchimento, 2 passes de cobertura.		
	Posição de soldagem: frontal		

O desenho do chanfro para a preparação da junta soldada está esquematizado na figura 4.7, conforme mostra esta figura, a camada rica em alumínio, teor de alumínio superior a 5% em massa, é eliminada da região de solda quando usinamos a superfície do material com a profundidade indicada. Este valor de profundidade de usinagem está perfeitamente de acordo com os valores oriundos da difusão do alumínio no aço estudado no item 2.4.1.

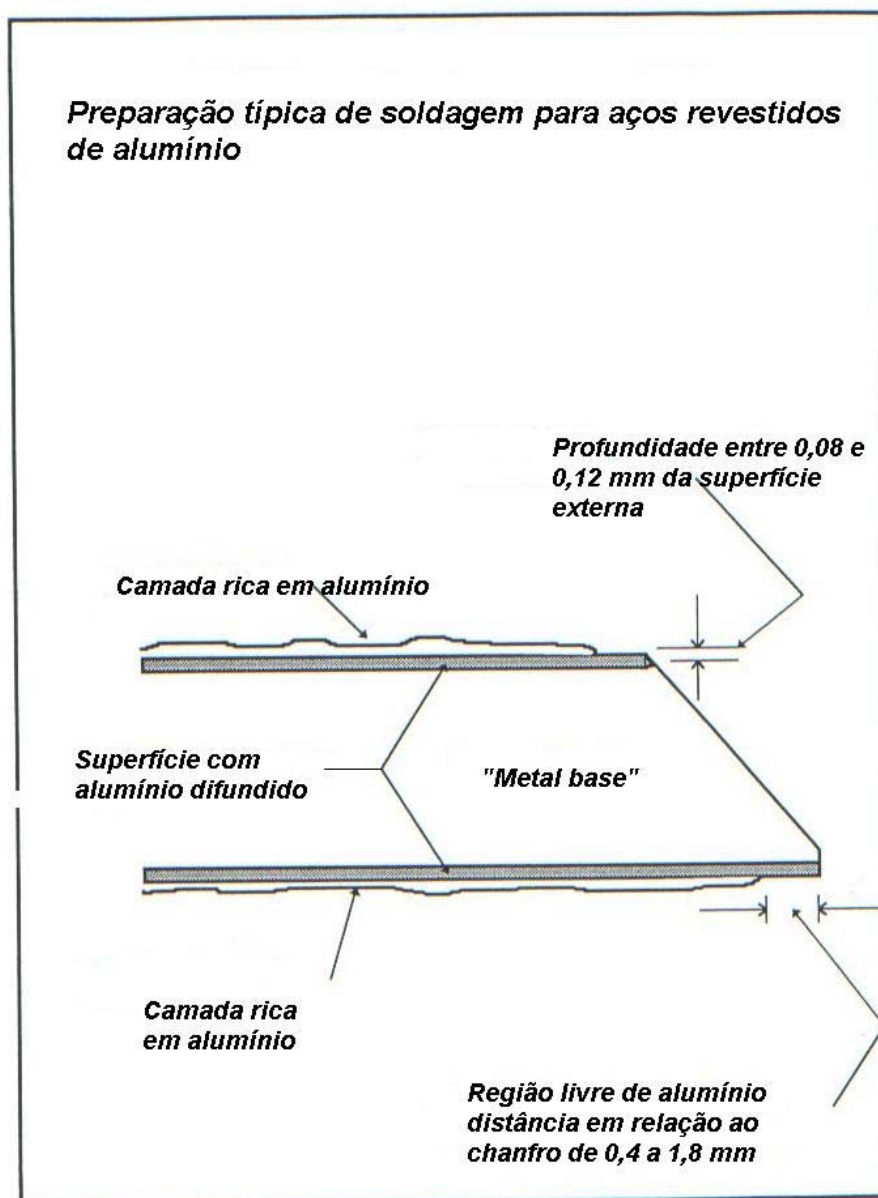


Figura 4.7 – Preparação típica do chanfro para junta de soldagem em aços revestidos de alumínio

4.3. Complemento da caracterização do metal base através do MEV

Para realmente avaliar a quantidade de alumínio na região de solda durante o procedimento Petrobrás, foi realizado um ensaio MEV (microscopia eletrônica de varredura) no metal base, os resultados obtidos neste ensaio estão descritos abaixo, e representado nas figuras 4.8, 4.9, 4.10 e tabela 4.5.

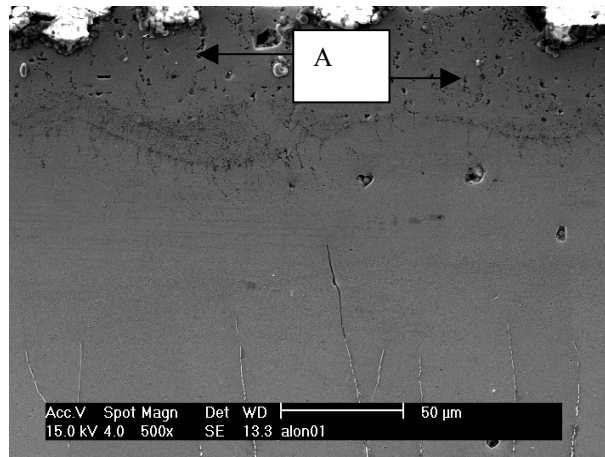


Figura 4.8 - Microestrutura da região do aço alonizado onde difundiu alumínio.

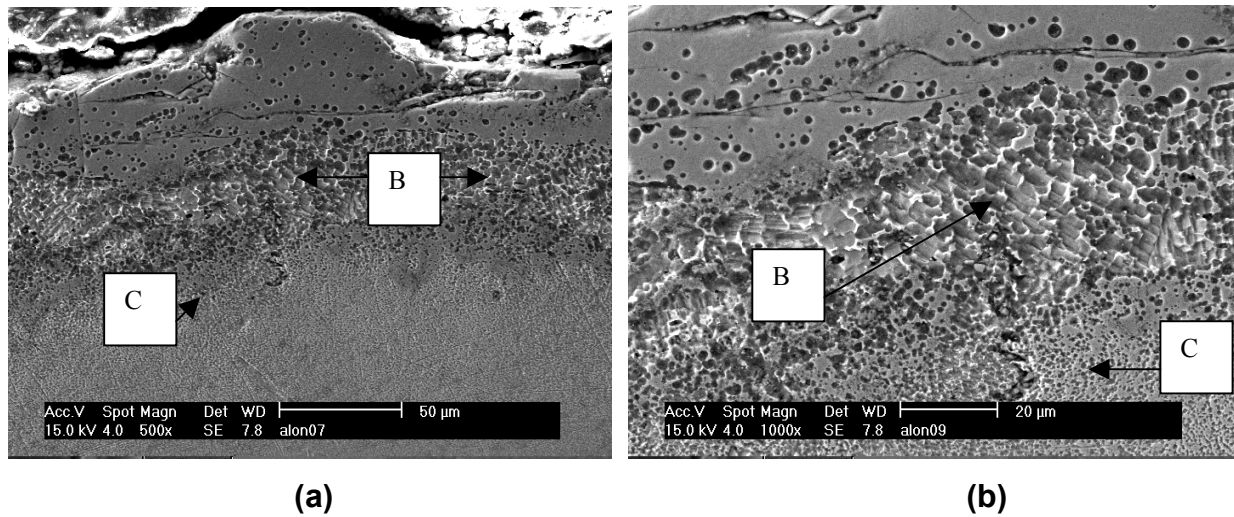


Figura 4.9 - Microestrutura onde se destaca a região mais escura, a) região escura com sinais de elevada concentração de alumínio, b) região com maior aumento onde se observa o alumínio e ferro em solução sólida.

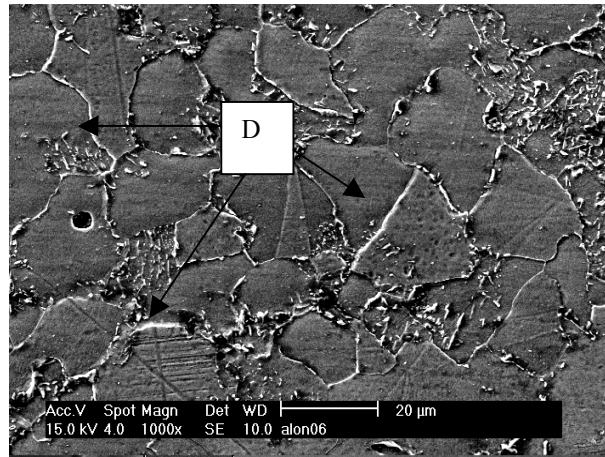


Figura 4.10 - Microestrutura da região próxima ao metal de base aproximadamente a 200 μm , onde se observa a estrutura de ferrita e alumínio nos contornos de grão.

Tabela 4.5 - Porcentagem e profundidade do alumínio difundido no aço alonizado

Região	Profundidade (μm)	Al (%)	Fe (%)	Outros (%)	Espectro
A (figura 4.8)	50	40	55	5	A1
	70	39	53	8	A2
B (figura 4.9)	80	32	61	7	B1
	100	29	62	8	B2
C (figura 4.9)	120	24	71	5	C1
	140	25	70	5	C2
D (figura 4.10)	>150	20	76	4	D1

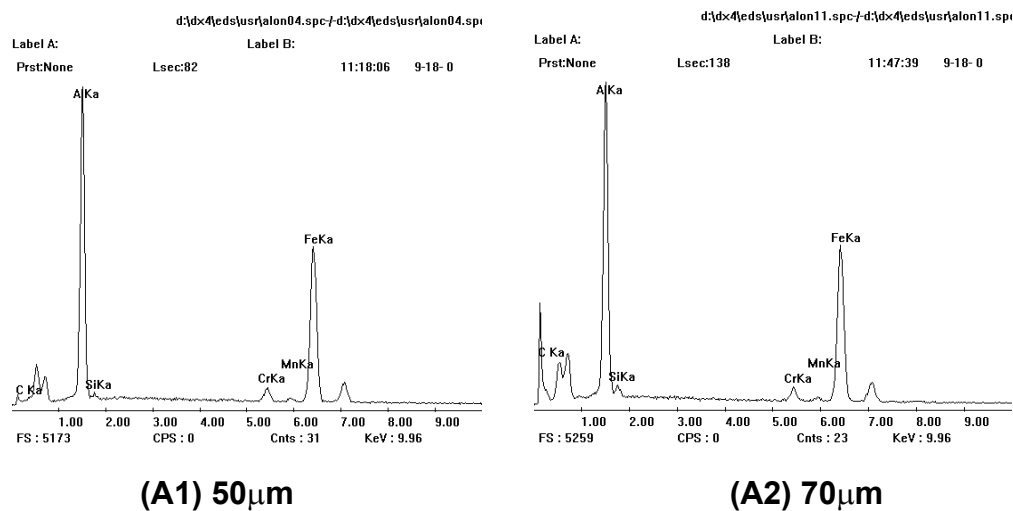


Figura 4.11 – Espectros encontrados no ensaio MEV relativo a figura 4.8

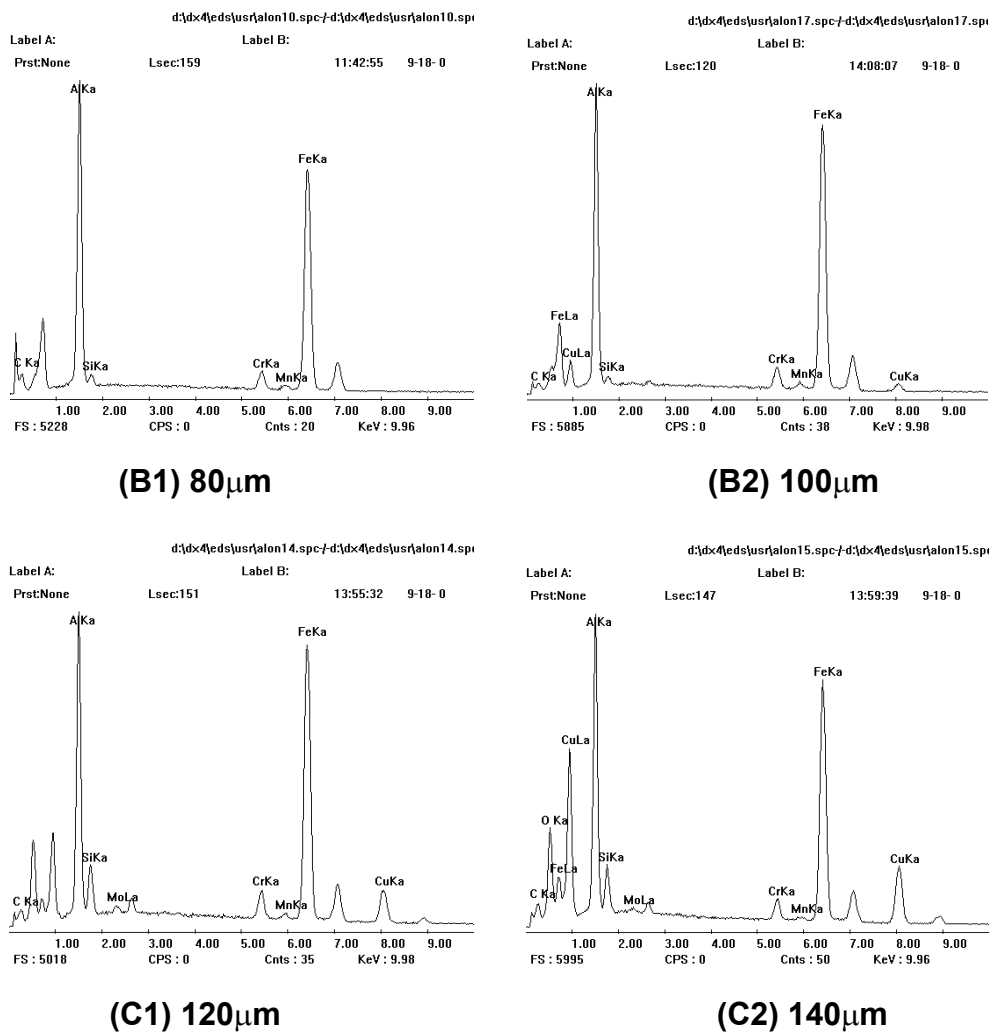


Figura 4.12 – Espectros encontrados no ensaio MEV relativo a figura 4.9

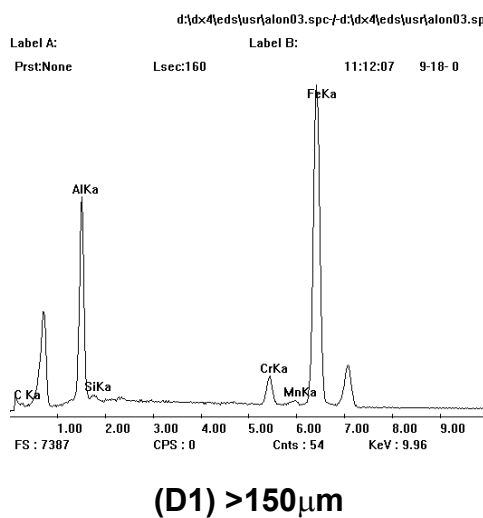


Figura 4.13 – Espectros encontrados no ensaio MEV relativo a figura 4.10

Os resultados podem nos indicar que a falta de uma preparação adequada da região de solda, faz com que a soldagem seja feita sobre uma região que possui até 40% de alumínio em peso, esta condição é excessivamente crítica, pois vai de encontro com a análise feita por BANOVIC, DUPONT e MARDER (2001), e estudado nos capítulos 1 e 2, na qual menciona que o teor máximo de alumínio no aço para promover uma soldagem satisfatória é de 10% em peso, acima deste valor, a fragilização e conseqüente trincas podem ocorrer, ocasionada pela formação maior quantidade de intermetálicos Fe-Al na ZTA, provavelmente do tipo $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$, $\text{Fe}_{24}\text{Al}_{76.8}$, FeAl_2 , FeAl , FeAl_5 , Fe_3Al , seria iminente.

4.4. Resultados obtidos dos testes

4.4.1. Comentários preliminares sobre a realização dos procedimentos descritos

Apesar do procedimento estar divulgado, problemas ocorreram na execução do procedimento de soldagem Petrobrás e da hipótese de procedimento levantada. A soldagem real foi realizada com os seguintes parâmetros, Tabelas 4.6 e 4.7, os valores em negrito são aqueles que diferem dos definidos originalmente:

Tabela 4.6 – Parâmetros de soldagem realizados na soldagem sob o procedimento Petrobrás

<i>Processo de soldagem</i>	TIG		
<i>Desenho da junta</i>	Chanfro V 45° convencional Chanfro em V: folga de raiz de 5 mm e abertura total de 16,5 mm		
<i>Metal base</i>	Aço liga 5% Cr –0,5% Mo (alonizado)	Diâmetro externo 120 mm	Espessura 10 mm
<i>Metal aporte</i>	Raiz: AWS ER317 2,4 mm	Enchimento: AWS ER502 2,4 mm	Cobertura: AWS ER317 2,4 mm
<i>Gás proteção</i>	Argônio		Vazão: ? Vazão de gás: 13 l/min
<i>Pré-aquecimento</i>	200°C		
<i>Interpasse</i>	250°C		
<i>Pós-aquecimento</i>	300°C		Tempo: 0,4h
<i>Polaridade</i>	CC- (direta) CC+ (inversa)		
<i>Tensão</i>	Raiz: 10 – 12V 11V	Enchimento: 18 – 26V passe 1: 11V passe 2: 11 – 12V	Cobertura: 10 – 12V 12 – 13V
<i>Corrente</i>	Raiz: 80 – 90A 113A	Enchimento: 90 – 100A passe 1: 135A passe 2: 138A	Cobertura: 80 – 90A passe 1: 130A passe 2: 135A
<i>Velocidade</i>	Raiz: 3,6 cm/min	Enchimento: 6,0 cm/min	Cobertura: 3,6 cm/min
<i>Técnicas de soldagem</i>	Não específica oscilação de soldagem durante o processo		
	Orifício de bico 6mm		
	Limpeza inicial e interpases com escova de aço		
	Múltiplos passes		
	Posição de soldagem não definida		

Tabela 4.7 – Parâmetros de soldagem realizados na soldagem sob a hipótese de procedimento

<i>Processo de soldagem</i>	TIG		
<i>Desenho da junta</i>	Chanfro V 45° com usinagem na região de difusão de alumínio, segundo recomendação da literatura e conforme o diagrama abaixo, figura 4.1.		
<i>Metal base</i>	Aço liga 5% Cr –0,5% Mo (alonzado)	Diâmetro externo 120 mm	Espessura 10 mm
<i>Metal aporte</i>	Raiz: AWS ER317 diâmetro: 2,4 mm	Enchimento: AWS ER502 diâmetro:2,4 mm	Cobertura: AWS ER317 diâmetro: 2,4 mm
<i>Gás proteção</i>	Argônio		Vazão: 13l/min
<i>Pré-aquecimento</i>	200°C		
<i>Interpasse</i>	250°C		
<i>Pós-aquecimento</i>	300°C		Tempo: 0,4h
<i>Polaridade</i>	CC+ (inversa)		
<i>Tensão</i>	Raiz: 10 – 12V	Enchimento: 18 – 26V Passe 1: 11V Passe 2: 12V	Cobertura: 10 – 12V
<i>Corrente</i>	Raiz: 80 – 90A 135A	Enchimento: 90 – 100A Passe 1: 135A Passe 2: 140A	Cobertura: 80 – 90A Passe 1: 133A Passe 2: 135A
<i>Velocidade</i>	Raiz: 3,6 cm/min	Enchimento: 6,0 cm/min	Cobertura: 3,6 cm/min
<i>Técnicas de soldagem</i>	Não especifica oscilação de soldagem durante o processo		
	Orifício de bico 6mm		
	Limpeza inicial e interpasses com escova de aço		
	1 passe de raiz, 2 passes de enchimento, 2 passes de cobertura.		
	Posição de soldagem: frontal		

Pudemos verificar que não houve um respeito ao procedimento descrito, as diferenças de procedimento podem vir à causar resultados não esperados na solda realizada.

As fotos abaixo apresentam o procedimento de soldagem, ambos os casos, sendo executado, figura 4.14.



Figura 4.14 – Seqüência de soldagem do tubo em questão

Inicialmente, são feitos pontos de posicionamento para poder iniciar a soldagem, em seguida é controlada a temperatura de pré-aquecimento, o fluxo de gás no interior do tubo é preparado, e então é iniciada a soldagem, elimina-se os pontos iniciais de posicionamento, faz-se os passes de enchimento, e por último o passe de cobertura.

De maneira geral, pudemos verificar que as alterações sobre o procedimento de base incidem diretamente sobre o aporte térmico, aumentando-o consideravelmente, e também sobre a penetração de solda, onde utilizada a polaridade CC inversa, tende diminuir a penetração, e conseqüentemente a diluição.

No caso de aumento do aporte térmico na junta soldada, aumenta a possibilidade de fragilização e conseqüente falha mecânica.

4.4.2. Estudo da distribuição de temperaturas

Antes de avaliar e discutir os resultados dos testes realizados, é necessário a realização de um estudo da distribuição de temperatura na junta soldada, este estudo consiste no cálculo do aporte térmico máximo em cada região de solda, utilizando a expressão [5], ou seja: raiz, enchimento e cobertura; e no cálculo da distribuição de temperaturas na região soldada durante a realização de cada fase da soldagem, utilizando a expressão [6].

Os resultados obtidos para o aporte térmico são os seguintes, tabela 4.8:

Tabela 4.8 – Aporte térmico obtido durante o procedimento de soldagem

	Procedimento Petrobrás (J/mm)		Hipótese de procedimento (J/mm)	
	Especificado	Realizado	Especificado	Realizado
Raiz	720	830	720	1080
Enchimento	1040	700	1040	670
Cobertura	720	1390	720	1080

Os resultados obtidos para a distribuição de temperaturas são os seguintes, tabela 4.9:

Tabela 4.9 – Valores relativos a distribuição de temperatura durante o procedimento de soldagem, distância da linha de fusão

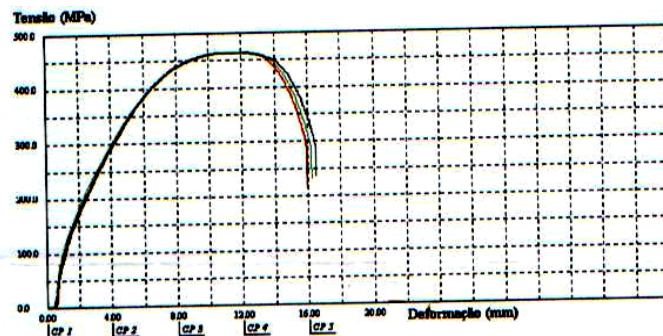
	Distância da linha de fusão (mm)							
	Procedimento Petrobrás				Hipótese de procedimento			
	600°C		420°C		600°C		420°C	
	Esp.	Real.	Esp.	Real.	Esp.	Real.	Esp.	Real.
Raiz	6,9	7,9	15,0	17,2	6,9	10,3	15,0	22,5
Enchimento	11,8	6,7	29,1	14,5	11,8	6,4	29,1	14,0
Cobertura	8,2	15,7	20,2	38,8	8,2	12,3	20,2	30,2

Nota-se que foram escolhidas as temperaturas de 600°C e 420°C, como temperaturas-chave do processo, esta escolha se justifica considerando que 600°C é uma temperatura próxima a temperatura de fusão do alumínio, e que 420°C é uma temperatura próxima a temperatura de revenimento do metal base.

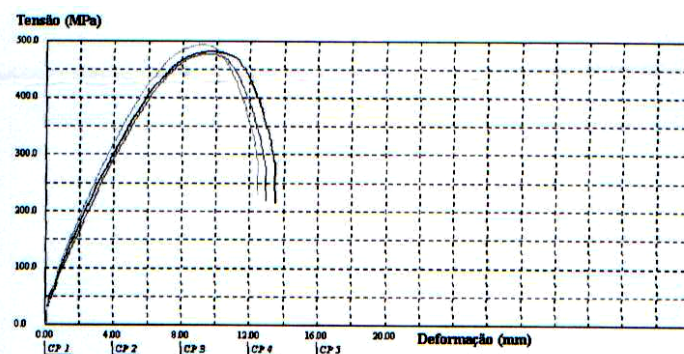
4.4.3. Resultados obtidos do ensaio de tração

Tabela 4.10 – Valores obtidos do ensaio de tração

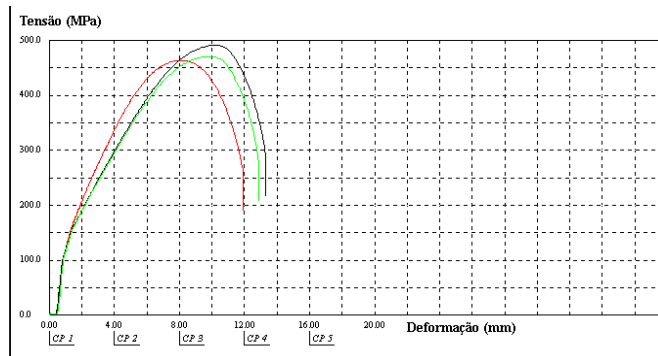
	Metal base		Procedimento Petrobrás		Hipótese levantada	
	Tensão máxima (MPa)	Alongamento (%)	Tensão máxima (MPa)	Alongamento (%)	Tensão máxima (MPa)	Alongamento (%)
CP1	466,35	31,90	477,32	25,22	463,23	36,67
CP2	463,32	32,93	481,99	27,78	490,59	26,67
CP3	467,14	32,40	494,11	19,43	470,65	29,33
Média	465,60	32,41	484,47	24,14	474,82	30,89



(a)



(b)



(c)

Figura 4.15 – Gráfico tensão-deformação resultante do ensaio sobre os corpos de prova extraídos do metal base (a), da junta soldada produzida pela procedimento Petrobrás (b), e da junta soldada pela hipótese de procedimento (c).

Discussão dos resultados.

Avaliando os valores de tensão máxima de ruptura obtidos, tabela 4.10, estes demonstraram um pequeno aumento de valor em relação ao metal base, bem como da junta soldada pelo procedimento Petrobrás, como da junta soldada pela hipótese de

procedimento. Esta variação pode estar relacionada com a presença do alumínio difundido na ZTA e metal de solda, o que tende a aumentar o limite máximo de ruptura do material, e também, com o refino de grãos na ZTA provocado pelos sucessivos passes de soldagem.

Avaliando os valores de alongamento obtidos, tabela 4.10, pudemos verificar uma redução significativa, este fato pode ser explicado, mais um vez, pela presença de alumínio difundido na ZTA e metal de solda, que além de tender a aumentar o limite máximo de resistência do material, provoca uma tendência de fragilização do material e conseqüente redução de sua ductilidade. Este fato é muito importante, pois como a difusão do alumínio no material não é uniforme, pode haver pontos de muito baixa ductilidade na junta soldada, principalmente perto da região rica em alumínio, na hipótese de procedimento, os valores de alongamento tornaram a aumentar, se aproximando dos valores obtidos pelo metal base, firmando a posição que a presença de alumínio na região aumenta sua fragilidade.

A figura 4.16 apresenta os corpos de prova utilizados para a realização dos ensaios.

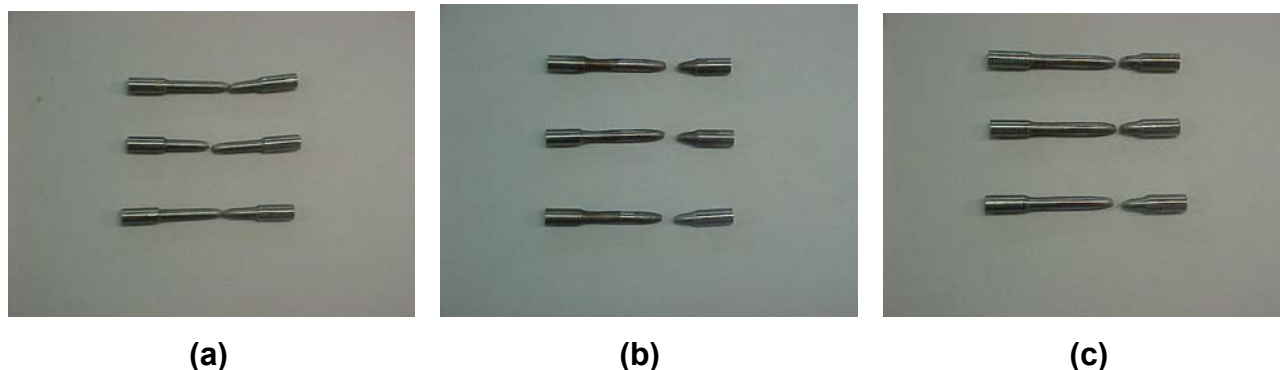


Figura 4.16 – Corpos de prova do ensaio de tração: a) metal base; b) junta soldada procedimento Petrobrás; c) junta soldada hipótese de procedimento

Avaliando os corpos de prova testados, notou-se que o ponto de ruptura está distante de 13 – 13,8 mm da linha de fusão, a esta distância, de acordo com o estudo de distribuição de temperaturas e tomando como base o passe de cobertura, o que apresenta o maior valor de aporte térmico, tabela 4.11, notamos que para a junta soldada realizada segundo o procedimento Petrobrás, a temperatura durante a soldagem no ponto de ruptura é superior a 600°C, caracterizando a presença de alumínio fundido nesta

região, e consequentemente um maior difusão deste sobre o metal base, vindo a criar ma quantidade maior de intermetálicos Fe-Al, e fragilizando esta região.

Tabela 4.11 – Valores relativos a distribuição de temperatura durante o procedimento de soldagem

	Procedimento Petrobrás (°C)				Hipótese de procedimento (°C)			
	13,0 mm		13,8 mm		13,0 mm		13,8 mm	
	Esp.	Real.	Esp.	Real.	Esp.	Real.	Esp.	Real.
Raiz	450	480	436	465	450	540	436	525
Enchimento	576	440	562	430	576	435	562	422
Cobertura	495	650	485	635	495	585	485	570

Um outro ponto a se notar é que, considerando que o tamanho da ZTA é aquele referente a distância entre a linha de fusão e o ponto onde atingiu-se a temperatura de recristalização durante o procedimento de soldagem (420°C), todo o corpo de prova, por ser de tamanho reduzido, está compreendido na ZTA da junta soldada, e que, portanto, esta tendo rompido em um valor de tensão maior que a do material de base, esta estaria garantindo as propriedades de resistência do material, com qualquer um dos procedimento de soldagem executados.

4.4.4. Resultados obtidos do ensaio de impacto

Tabela 4.12 – Valores obtidos do ensaio de impacto

	Metal base (kgm)	Procedimento Petrobrás (kgm)	Hipótese levantada (kgm)
CP1	2,80	8,40	4,05
CP2	0,40	3,00	3,00
CP3	0,80	6,00	3,80



(a)



(b)



(c)



(d)

Figura 4.17 – Corpos de prova do ensaio de impacto: a) metal base; b) metal base visto de topo; c) junta soldada hipótese de procedimento; d) junta soldada hipótese de procedimento visto de topo

Os valores obtidos no ensaio de impacto, tabela 4.12, segundo corpos de prova da figura 4.17, vieram a confirmar a suposição que o processo de soldagem provoca uma sensível redução na tenacidade do material, provocada por sua fragilização devido a presença de alumínio difundido em sua estrutura, e também da possível presença de intermetálicos Fe-Al, porém, conforme esperávamos, a hipótese de procedimento ameniza esta fragilização, pois diminui a quantidade de alumínio disponível para a difusão e consequentemente para a formação de intermetálicos frágeis.

4.4.5. Resultados obtidos do ensaio metalográfico

Junta soldada pelo procedimento Petrobrás.

A figura 4.18 apresenta a região de interface entre o cordão de solda de cobertura e o metal base, nota-se que na região denominada “Região de diluição”, há uma clara interferência da estrutura ferrítica do metal base na estrutura austenítica do metal aporte do passe de cobertura, com diferenças substanciais na formação dos grãos, na parte superior desta região, verifica-se a presença do alumínio diluído, sendo esta uma região de grande criticidade, pois é susceptível à trincas durante sua utilização, como é observado na figura 4.18.

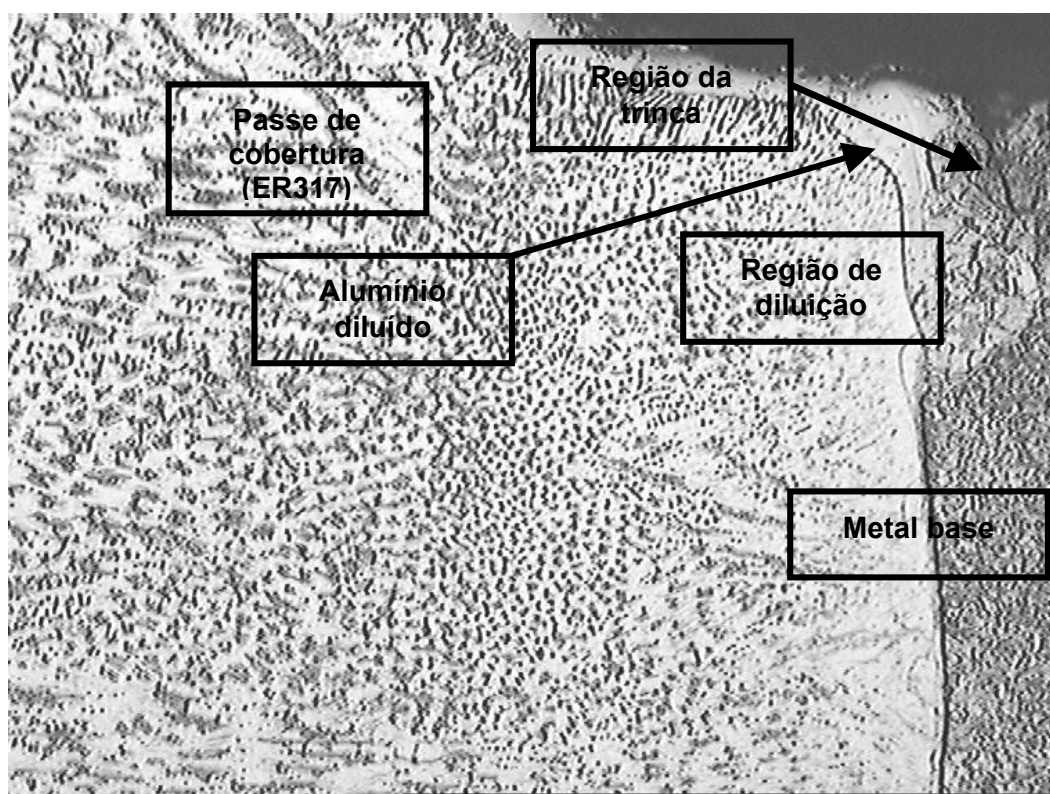


Figura 4.18 – Região de interface entre o metal base e o metal aporte do passe de cobertura, soldado pelo procedimento Petrobrás. (20x)

A figura 4.19 apresenta a região de interface entre o metal base e os metais aporte dos passes de cobertura e enchimento, nota-se a estrutura martensítica revenida,

com possíveis núcleos de bainita superior, do metal aporte do passe de enchimento, este metal é similar ao metal base, ou seja rico aço C Cr, e por isso susceptível a têmpera ao ar durante o procedimento de soldagem, nota-se também o refinamento dos grão do metal base próximo a região de solda, este fato que já poderia ser visto na figura anterior, é favorável ao comportamento mecânico da junta soldada.

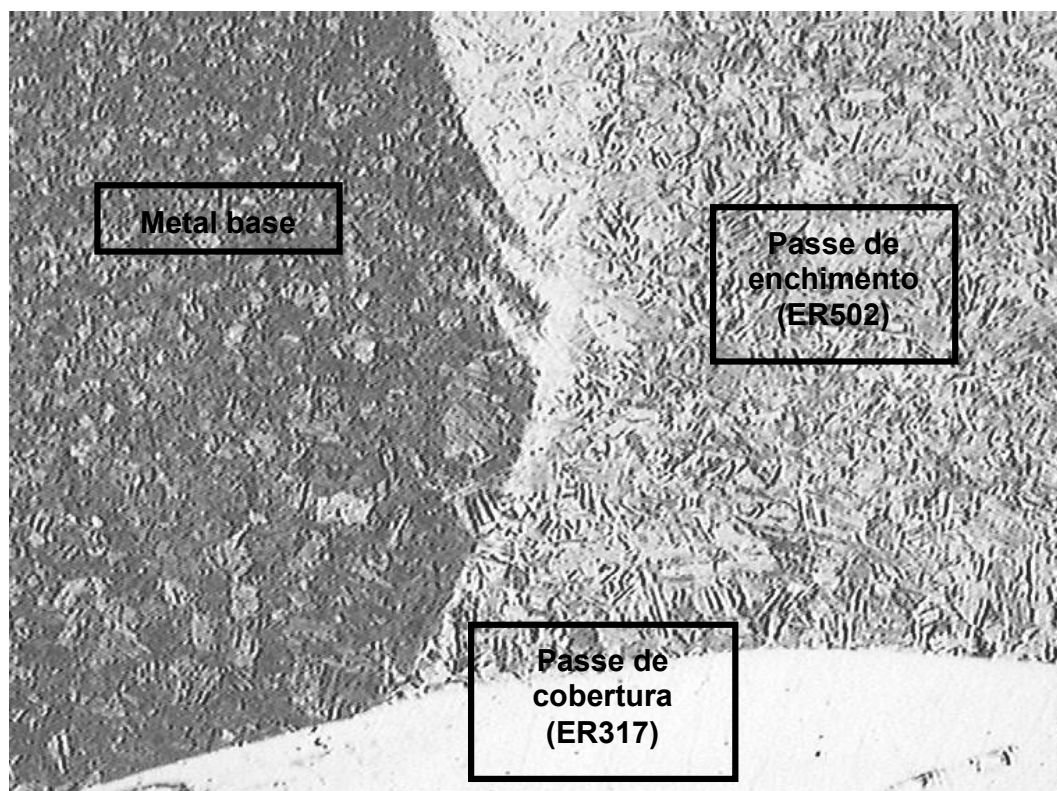


Figura 4.19 – Região de interface entre o metal base e os metais aporte dos passes de enchimento e cobertura. (50x)

Nota-se, também, nesta figura que a zona de diluição entre o metal aporte e o metal base é reduzida, devido a especificação da polaridade inversa para o procedimento de soldagem.

Na figura 4.20 notamos a estrutura cristalina do metal base na região da ZTA, nota-se um refinamento dos grãos na região mais próxima ao cordão de solda, e conforme se afasta estas grãos tendem a aumentar, o ponto a observar nesta região, é sua superfície, onde há uma pequena diferença de estrutura, diferença esta provocada justamente pelo alumínio contido nesta região, o qual difundiu no metal base e perdeu a

característica de grão colunares que possuía anteriormente, porém este fato faz com que tenda à haver mais alumínio disponível para a formação de intermetálicos frágeis.

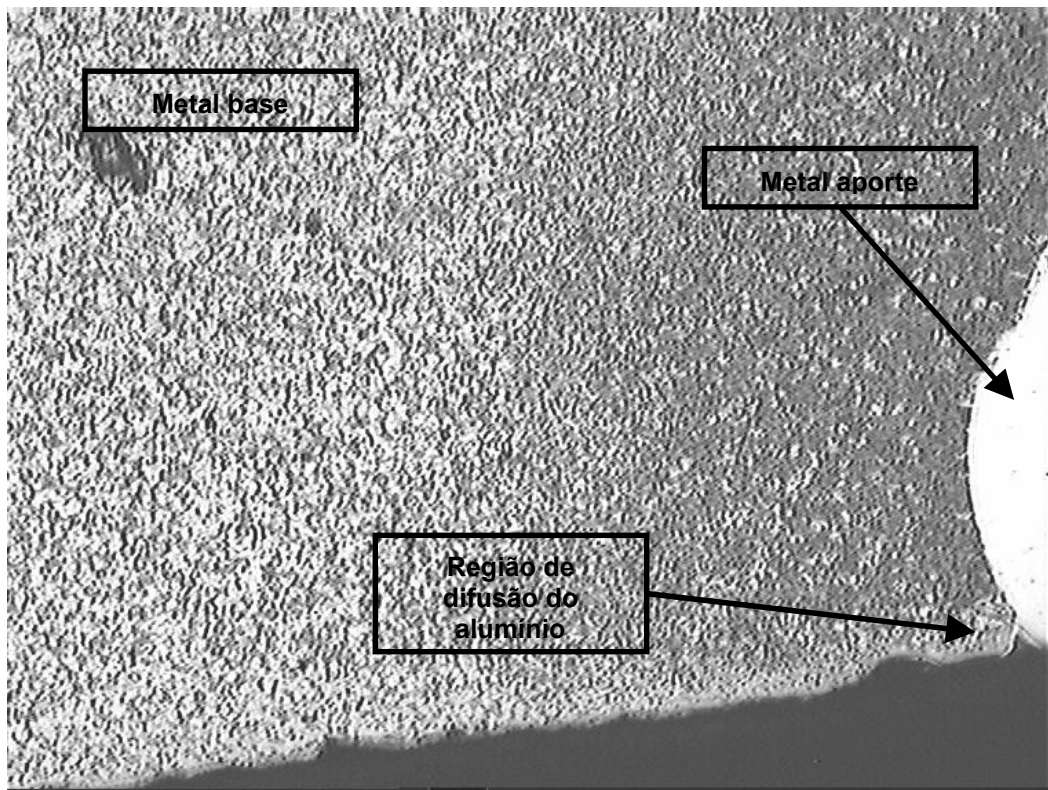


Figura 4.20 – Região ZTA (50x)

Junta soldada pela hipótese de procedimento.

A figura 4.21 apresenta a interface entre o metal aporte do passe de cobertura e o metal base na região soldada, podemos verificar que a estrutura é similar à da junta soldada pelo procedimento Petrobrás, salvo pela presença do alumínio diluído na estrutura, o que favorece o comportamento da junta soldada. Um ponto à se levar em consideração para ambos os casos de junta soldada, é a presença da “indentação” na borda do cordão de solda, este fenômeno tende à concentrar tensões e reduzir a resistência mecânica da junta soldada.

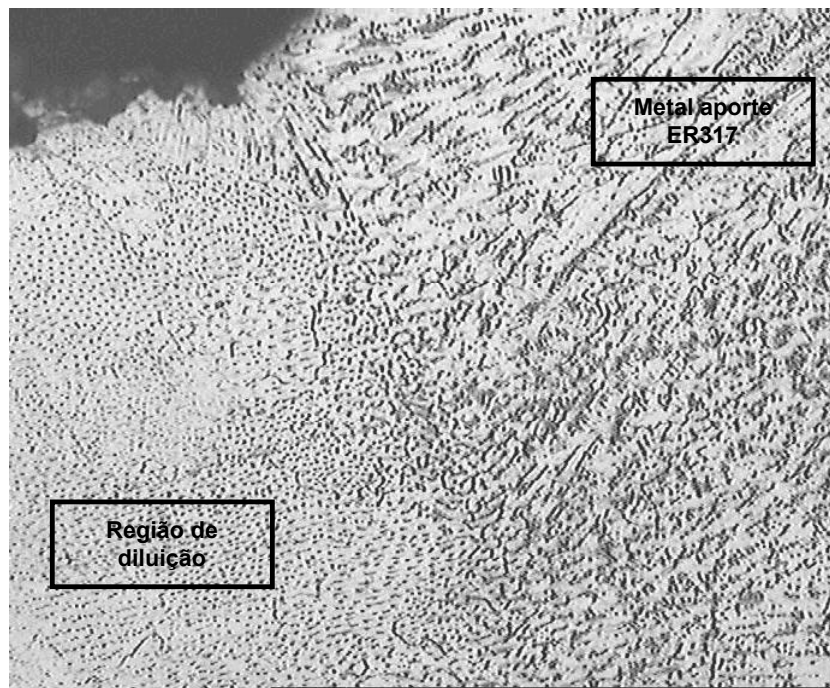


Figura 4.21 – Região de interface entre o metal base e o metal aporte do passe de cobertura, soldado pela hipótese de procedimento. (20x)

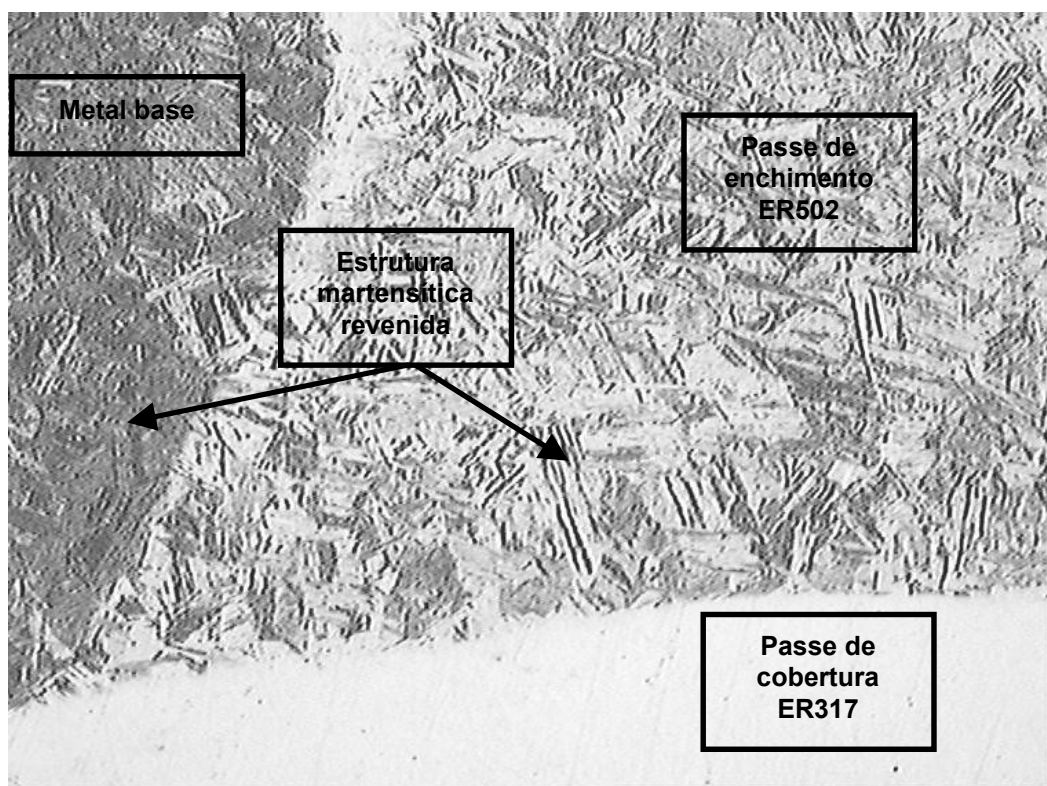


Figura 4.22 – Região de interface entre o metal base e os metais aporte dos passes de enchimento e cobertura. (50x)

A figura 4.22 apresenta uma estrutura similar ao do procedimento Petrobrás, conforme vimos anteriormente, porém convém notar a presença da estrutura martensítica revenida com possibilidade de apresentar núcleos de bainita superior, também, no metal base, oriundo do ciclo térmico ao qual foi submetido.

5. Concluindo a avaliação

Relembremos, então, o objetivo do trabalho:

Avaliar a soldabilidade do aço C-Cr-Mo revestido de alumínio (alonizado) e propor uma hipótese de otimização do processo.

O resultado dos testes sobre os corpos de prova oriundos da junta soldada pela hipótese de procedimento foram satisfatórios de maneira geral, eles garantiram a resistência mecânica do material, possui valores de utilidade próximos ao do metal base e superiores ao da junta soldada pelo procedimento Petrobrás, sua tenacidade é também superior ao da junta preparada pelo procedimento Petrobrás, e a análise metalográfica apresentou uma redução do risco de fragilização, por apresentar uma tendência de reduzir a quantidade de alumínio disponível para a formação de novos intermetálicos Fe-Al na região soldada.

Os objetivos específicos eram os seguintes:

a. Revisar a teoria existente pertinente ao assunto e caracterizar o referido metal base, através da análise do material.

O desenvolvimento teórico realizado no capítulo 2 é de uma abrangência considerável, e fornece informações importantes para os profissionais envolvidos com este tipo de processo de soldagem, sua abrangência permite, também avançar no estudo da otimização deste processo.

b. Identificar os parâmetros essenciais na definição do procedimento de soldagem do referido aço, através da análise funcional e tecnológica da junta soldada.

Esta análise possibilitou listar 15 parâmetros essenciais para uma definição precisa de um procedimento de soldagem, permitiu também o estabelecimento de padrões aos quais possamos nos ater para a comparação direta dos resultados obtidos e conseqüente avaliação de procedimentos de soldagem.

- c. Criticar o procedimento definido pela Petrobrás, através da comparação com as recomendações encontradas na literatura tomando como base os parâmetros essenciais definidos na análise da junta soldada.*

A tabela crítica realizada foi de fundamental importância para a análise dos resultados obtidos com os ensaios e para direcionar os trabalhos executados.

- d. Formular uma hipótese para otimização do procedimento definido pela Petrobrás, tomando como ponto de partida a caracterização do metal base, os dados levantados na revisão teórica e a crítica ao procedimento definido pela Petrobrás*

Esta hipótese foi levantada de acordo com os parâmetros descritos no corpo do trabalho, ela foi reduzida pois entendemos que direcionamos o trabalho para o aspecto mais importante contido no procedimento, como dito anteriormente, o trabalho possui informação suficiente para prosseguir as análises na busca da melhoria operacional.

- e. Caracterizar a junta soldada produzida pelos dois procedimentos, procedimento Petrobrás e procedimento oriundo da hipótese levantada, comparar os resultados lançando mão de ensaios sobre material.*

Com esta comparação pudemos chegar a uma conclusão positiva de nosso estudo, e ainda abrindo portas para novos estudos.

- f. Avaliar a pertinência da hipótese de procedimento levantada.*

A proposta mostrou-se pertinente, pois evitou a formação de trincas na região de solda, e esta obteve propriedades mecânicas melhores quando relacionada ao procedimento anterior, porém, a necessidade de avaliar a influência de outros parâmetros

de soldagem ainda é forte, e a necessidade de se aprofundar ainda mais no estudo desta junta soldada se torna mandatório. Acredito que esta análise é apenas o primeiro passo para chegarmos a uma situação ótima de processo para esta junta.

Julgando pelos resultados obtidos, esta avaliação obteve êxito em seu propósito, pois possibilitou definir os caminhos que devem ser trilhados para a otimização do processo, tratou um destes caminhos, considerado como o principal, e obteve uma significativa melhora, e deixou uma gama de informações importantes para os que venham a dar continuidade à este estudo.

Proposta de trabalhos futuros:

- a. Realizar ensaios de tração em corpos de prova de tamanho real;
- b. Avaliar o metal aporte: raiz e cobertura; se são os mais adequados às condições de serviço;
- c. Avaliar a resposta eletroquímica à corrosão da liga ER317 quando exposta aos meios corrosivos do processo de refino de petróleo;
- d. Avaliar a necessidade de revestir de alumínio a união soldada interna e externamente quando possível.

6. Referências bibliográficas

Obras citadas.

1. RENKUI, R.; DING, Q. R.: **Properties, welding methods, and petrochemical applications of aluminized steel tubes and pipes**. 4 f. Equipment Research Institute - HeNan, 1998.
2. BANOVIC, S. W.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R.: **Corrosion behavior of weldable Fe-Al alloys in oxidizing-sulfidizing environments**. 9 f. Energy Research Center – Lehigh University – Bethlehem, 2001.
3. BANOVIC, S. W.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R.: **Experimental evaluation of Fe-Al claddings in high-temperature sulfidizing environments**. Welding Research Supplement. New York, p. 63s – 70s, March, 2001.
4. CORREA, L. A. D.: **Resistência da liga Fe-Al à corrosão pelo ácido naftênico**. Rio de Janeiro: Petrobrás, 1990. 7 p. Relatório técnico.
5. DA SILVA, P. S. C. P.: **Revestimentos protetores contra corrosão pelo ácido naftênico**. Curitiba: UFPR, 2002. 43 p. Relatório técnico.
6. CASTELO BRANCO, P. P.; RAMOS, M. A.: **Corrosão por ácidos naftênicos em unidades de processamento**. Rio de Janeiro: Petrobrás, 1981. 7p. Relatório técnico.
7. RAMOS, M. A.; MAINIER, F. B.; PIMENTA, G. S.: **Avaliação da corrosão por H₂S e CO₂ no sistema de produção antecipada do campo de Pampo**. Rio de Janeiro: Petrobrás, 1981. 8 p. Relatório técnico.
8. DA SILVA, I. B.: **Uma introdução ao estudo da corrosão em poços profundos com gases ácidos**. Rio de Janeiro: Petrobrás, 1991. 48 p. Relatório técnico SEMEC 007/91.
9. GENTIL, V.: **Corrosão**. 3^a. ed. Rio de Janeiro: LTC - Livros Técnicos e Científicos Editora S.A., 1996.

10. PAREDES, R. C. et al: **Aços alonizados resistentes à corrosão a elevada temperatura utilizados na indústria do petróleo**. Curitiba, 2002. 8 f. LAMATS – Departamento de Engenharia Mecânica – Setor de Tecnologia – Universidade Federal do Paraná.
11. VAN VLACK, L. H.: **Princípios de ciência dos materiais**. Ed. Edgard Blücher Ltda. São Paulo, 1970.
12. MCGILL, W. A.; WEINBAUM, M. J.: **Aluminum vapor diffused steels resist refinery corrosion**. 5 f. Alon processing Inc. Tarentum, 1972.
13. MCGILL, W. A.; WEINBAUM, M. J.: **Alonized heat exchanger tubes give good high temperature service**. 4 f. Alon processing Inc. Tarentum, 1976.
14. LORENTZ Jr., R. E. et al: **Welding handbook**. New York, 19--. V. 4, Cap. 64. AWS – American Welding Society.
15. ROSSI: **Welding Engineering**. McGraw Hill Ed. New York, 1954.
16. QUITES, A. M. ; DUTRA, J. C.: **Tecnologia da soldagem arco voltaico**. Departamento de Engenharia mecânica – LABSOLDA/UFSC. Florianópolis, 1979.
17. CACERES, A. L. M.: **Previsão do efeito do revenido na zona termicamente afetada em soldagem multipasse**. Dissertação de mestrado. Universidade Federal de Santa Catarina. Florianópolis, 1999.
18. EASTERLING, K.: **Introduction to the physical metallurgy of welding**. British library cataloguing in publication data. London, 1983.
19. NATAL, Y. D.: **Soldabilidade de aços alta resistência baixa liga**. Programa de cursos modulares em tecnologia de soldagem – Associação Brasileira de Soldagem. São Paulo, 1986.
20. SAVAGE, W. F.: **Evolution of the gleeble**. Weld thermal simulators for Research and problem solving.
21. REBELLO, J. M. A.: **Curso de tecnologia de soldagem – parte 1**. Departamento de Engenharia Metalúrgica. Escola de Engenharia da Universidade Federal do Rio de Janeiro. Rio de Janeiro, 1987.
22. DIAS LOPES, E. M.; MIRANDA, R. M.: **Metalurgia da soldadura**. ISQ edições técnicas. Lisboa, 199-.
23. STREET, J. A.: **Pulsed arc welding**. 1ª. ed. – Abington Publishing. Cambridge, 1990.

24. LUCAS, W.: **TIG and plasma welding**. 1^a. ed. – Abington Publishing. Cambridge, 1990.
25. GERKEN, J. M.: **Gas tungsten arc welding**. The Lincoln Electric Company. Cleveland, 1995.
26. KEY, J. F.: **Anode/cathode geometry and shielding gas interrelationship in GTAW**. Welding Journal. New York, 1980.
27. SAVAGE, W. F.; STRUNCK, S. S.; ISHIKAWA, Y.: **The effect of electrode geometry in gas tungsten arc welding**. Welding Journal. New York, 1965.
28. BARROS P. M.: **Metalurgia da soldagem**. São Paulo, 19--. Programa de cursos modulares em tecnologia da soldagem. Módulo Metalurgia. ABS – Associação Brasileira de Soldagem.
29. LAKATOS, E. M.; MARCONI, M. A.: **Fundamentos de metodologia científica**. 3^a. ed. Ed. Atlas. São Paulo, 1985.
30. POPPER, K. S.: **A lógica da pesquisa científica**. 2^a. ed. Cultrix. São Paulo, 1975.
31. BUNGE, M.: **La ciencia, su método y su filosofía**. Siglo veinte. Buenos Aires, 1974.
32. DER MARKARIAN; LE BAIL, ESNAULT.: **Méthode SWING – Intelligence fonctionnelle**. DI05 Méthodologie et Analyse de la valeur. Université de Technologie de Compiègne. Compiègne, 1996.
33. AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. ASTM A370-77: **Standard methods and definitions for mechanical testing of steel products**. New York, 1980.
34. SOUZA, S. A.: **Ensaaios mecânicos de materiais metálicos – Fundamentos teóricos e práticos**. 5^a. Ed. Edgard Blücher Ed. São paulo, 1982.
35. AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. ASTM E6-89: **Standard terminology relating to methods of mechanical testing**. New York, 1994.
36. AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. ASTM E8M-97: **Standard test methods for tension testing of metallic material (metric)**. New York, 1997.
37. AMERICAN SOCIETY OF TESTING MATERIALS. ASTM E23-96: **Standard test methods for notched bar impact testing of metallic materials**. New York, 1996.

38. FAZANO, C. A. T. V.: **A prática metalográfica**. Ed, Hemus. São Paulo, 1980.

Obras consultadas.

39. REGINA, J. R.; DUPONT, J. N.; MARDER, A. R.: **The effect of chromium on the corrosion behavior of Fe-Al weld overlay claddings**. 2 f. Energy Research Center – Lehigh University – Bethlehem, 2002.
40. HEIMERDINGER, R. E.: **Iron-aluminium alloy systems – Part II comparative study of oxidation resistance in the Fe-Al systems**. WADC Technical Report – United States Air Force – 1958. Relatório técnico.
41. TOTEMEIER, T. C.; WRIGHT, R. N.; SWANK, W. D.: **Microstructure and properties of Fe₃Al coatings**. Idaho National Engineering and environmental Labs. Idaho, 2001.
42. BANOVIC, S. W.; DUPONT, J. N.; TORTORELLI, P. F.; MARDER, A. R.: **The role of aluminium on the weldability and sulfidation behavior of iron-aluminium cladding**. Welding Research Supplement. New York, p. 23s – 30s, January, 1999.
43. ROTHWELL, A. B.; DORLING, D. V.; GLOVER, A. G.: **Welding metallurgy and process development research for the gas pipeline industry**. 18f. Nova Corporation of Alberta. Alberta, 1998.
44. WANG, J.; YAJIANG, L.; HUIQIANG, W.: **Fine structure at the diffusion welded interface of Fe₃Al / Q235 dissimilar materials**. Key Lab of liquid structure and heredity of materials – Shandong University. Jinan, 2000.
45. MCGILL, W. A.; WEINBAUM, M. J.: **Will aluminium reduce pipe and tubing corrosion?**. 2 f. Alon processing Inc. Tarentum, 1972.
46. WAINER, E.; BRANDI, S. D.; MELLO, F. D. H.: **Soldagem – processos e metalurgia**. Ed. Edgard Blücher Ltda. São paulo, 1993.
47. PEREIRA, J. A.: **Fissuração**. Notas de aula.
48. BAILEY, N.; et al: **Welding steels without hydrogen cracking**. ASM International. Abington publishing. Cambridge, 1996.
49. PAREDES, R. S. C.: **Processos de soldagem – soldabilidade**. Notas de aula. Setor de Tecnologia – UFPR. Curitiba, 2000.

50. ABREU, A. S.: **Processos de soldagem**. Notas de aula – Processos de fabricação II. Departamento de Engenharia Industrial Mecânica – CEFET/RJ. Rio de Janeiro, 1994.
51. UNIVERSIDADE FEDERAL DO PARANÁ: **Normas para apresentação de documentos científicos**. Sistema de bibliotecas – UFPR. Curitiba, 2001.